



**Aalto-yliopisto**  
Kemian tekniikan  
korkeakoulu

**Kemian tekniikan korkeakoulu**  
**Materiaalitekniikan koulutusohjelma**

**Mikko Kärkkäinen**

**TERÄKSEN JATKUVAAVALUN LÄMPÖTILA- JA  
LAADUNENNUSTUSMALLIN VALIDOINTI**

**Diplomityö, joka on jätetty opinnäytteenä tarkastettavaksi diplomi-  
insinöörin tutkintoa varten Espoossa 16.11.2015.**

**Valvoja**

**Professori Seppo Louhenkilpi**

**Ohjaajat**

**Diplomi-insinööri Maija Kärkkäinen**  
**Diplomi-insinööri Ismo Rentola**

---

**Tekijä** Mikko Kärkkäinen

---

**Työn nimi** Teräksen jatkuvavalun lämpötila- ja laadunennustusmallin validointi.

---

**Koulutusohjelma** Materiaalitekniikka

---

**Professuuri** Metallurgia

---

**Professuurikoodi** MT-37

---

**Työn valvoja** Professori Seppo Louhenkilpi

---

**Työn ohjaajat** DI Maija Kärkkäinen, DI Ismo Rentola

---

**Päivämäärä** 16.11.2015

---

**Sivumäärä** 53

---

**Kieli** suomi

---

## Tiivistelmä

Työn tavoitteena oli todentaa kahden Aalto-yliopistossa kehitetyn simulaattorin, IDS ("InterDendritic Solidification") mikrorakennemallin ja Cast Manager – 3D dynaamisen lämmönsiirtomallin, soveltuvuus jatkuvavaletun teräsaihion pinnanlaadun ennustamiseen.

Työn kokeellinen osuus suoritettiin SSAB Europe Oy, Raahen tehtaan jatkuvavalukoneella JVK6. Aihiotarkastusten ja jatkuvavalun reaaliaikaisten sensorien avulla kerättiin tilastollista dataa eri aihiolaatujen ja valukokojen haavoittuvuudesta pintahalkeilulle. Tutkimus keskittyi niobiseosteisiin teräsiin, jotka ovat tunnetusti herkkiä poikittaisille pintahalkeamille.

Lämmönsiirtomallin tuloksia verrattiin mittauksiin Raytek MP50 – kaksiväripyrometrilla ja FLIR SC660 lämpökamerasta. Kaksiväripyrometrilla mitattiin yläpinnan lämpötilajakauma jatkuvavalun oikaisualueelta ja lämpökameralla jatkuvavalukoneen lopusta. Työn yhteydessä suoritettiin kirjallisuustutkimus, jossa selvitettiin tämänhetkinen ymmärrys jatkuvavalun pintahalkeamien syistä ja syntymekanismeista. Skannaavalla elektronimikroskoopilla tutkittiin kahden jatkuvavaletun aihion mikrorakennetta, erkaumia ja sulkeumia.

Tulokset osoittivat, että laadunennustusmalli onnistuneesti ennakoi pintavikahaavoittuvuuden matalaseosteisessa teräslaadussa. Niobiseosteisissa laaduissa esiintyi ongelmia erkaumien vaikutuksen ennustamisessa.

Lämmönsiirtomalli antoi erinomaisen tuloksen valunauhan lämpötilajakaumasta valunauhan päältä jatkuvavalukoneen lopusta. Oikaisualueella malli ennakoi systemaattisesti 50 K mittauksia korkeamman lämpötilan. Tähän voivat olla syynä leidenfrost-ilmion yliarviointi tai pyrometrin huono kalibrointi.

Elektronimikroskooppimittaukset näyttivät, että niobi(nitro)karbidierkaumat suosivat ydintymispaikkoina austeniitin raerajoja, titaani-vanadiinikarbidierkaumia ja mangaanisulfidisulkeumia. Noin 5 mikrometrin erkaumavapaa-alue havaittiin ydintymispaikkojen läheisyydessä. Titaaniseostuksen havaittiin tilastollisesti parantavan aihion pinnanlaatua, minkä arvioitiin johtuvan sen myönteisestä vaikutuksesta keskimääräiseen erkaumakoon kasvattajana.

---

**Avainsanat** jatkuvavalu, poikittaiset pintahalkeamat, mikroseosteinen teräs, Vertical-Bending jatkuvavalukone, Lämmönsiirtomalli, aihion pinnanlaatu

---

---

**Author** Mikko Kärkkäinen

---

**Title of thesis** Validation of Model for Predicting Surface Temperature and Quality of Continuously Cast Steel

---

**Department** Department of Material Science and Engineering

---

**Professorship** Metallurgy

---

**Code of professorship** MT-37

---

**Thesis supervisor** Professor Seppo Louhenkilpi

---

**Thesis advisors / Thesis examiners** DI Maija Kärkkäinen, DI Ismo Rentola

---

**Date** 16.11.2015

---

**Number of pages** 53

---

**Language** Finnish

---

## Abstract

The objective of this work was to apply IDS ("InterDendritic Solidification"), a thermodynamic/kinetic model for predicting steel solidification microstructure and Cast Manager, a 3D dynamic heat transfer model, for prediction of heat transfer and surface cracking in continuously cast steel.

Experiments were carried out at the vertical bending continuous casting machine JVK6 at SSAB Europe Oy, Raahе. Visual examination of slabs and on-line process sensors were used to acquire statistical data of the surface cracking vulnerability of different slab compositions and sizes. This data was compared to the results of the quality prediction module of IDS. The study focused on niobium-alloyed steels, which are known to be vulnerable to transverse surface cracks.

The heat transfer model was compared to temperature measurements taken during casting from the straightening zone using a Raytek MP50 two-colour pyrometer and from the end of the casting machine using a FLIR SC660 handheld thermal camera. Additionally, previous research on this topic was reviewed to determine the mechanisms and causes for surface cracks in slab casting. Scanning electron microscopy was applied to study the microstructure, precipitates and inclusions in two slabs with different steel composition.

The results showed that the quality prediction model was able to correctly predict defects in low-alloyed steel. In niobium-alloyed steel, difficulties were observed in predicting the effects of precipitates to the surface quality.

The heat transfer model was able to accurately predict the temperature gradient of the top slab surface at the end of the casting machine. At the straightening zone, the model showed a 50 K degrees deviation from measurements at the slab top surface centre. This may have been caused by overestimation of the Leidenfrost-effect or miscalibration of the Raytek MP50 pyrometer.

Niobium (nitro)carbide precipitates were found to preferable nucleate at austenite grain boundaries and on titanium carbide precipitates as well as on manganese sulphide inclusions. Titanium alloying was found to have a positive effect on slab surface quality, which is likely explained by its ability to increase mean precipitate size.

---

**Keywords** Continuous Casting, Transverse Surface Cracks, Microalloyed Steel, Vertical-Bending Caster, Heat Transfer Model, Slab Surface Quality

---

## Esipuhe

Tämä työ on syntynyt vuosina 2014 ja 2015 Aalto-yliopiston kemian tekniikan korkeakoulussa metallurgian ryhmässä tehdyn tutkimuksen ja kesällä 2014 SSAB Europe Oy, Raahen tehtaassa tehtyjen kokeiden pohjalta. Olen kiitollinen FIMECC-organisaation SIMP-projektista saamastani rahoituksesta.

Ensimmäisenä haluaisin kiittää ohjaajaani professori Seppo Louhenkilpeä, jonka ansiosta olen saanut tilaisuuden perehtyä prosessimallinnuksen maailmaan. Hänen avullaan olen löytänyt hyvin mielekkään ja mielenkiintoisen työn. Sepon ammatilliseen osaamiseen jatkuvavaluprosessista olen voinut luottaa ja keskustelut hänen kanssaan ovat innoittaneet minua tutkimustyöhön. Sepon ansiosta metallurgian tutkimusryhmän työympäristö on korvaamattoman lämminhenkinen ja kannustava.

Haluaisin kiittää Mervi Leinosta SSAB Europe Oy, Raahen tehtaalla perehdyttämisestä teolliseen maailmaan. Lisäksi olen kiitollinen Ismo Rentolalle ja Maija Kärkkäiselle heidän erinomaisesta tietämyksestään ja osaamisestaan työn ohjaajina. Ilman heidän apuaan työn kokeellinen osuus ei olisi ollut mahdollinen. Olen myös kiitollinen Veli Vuorenmaalle ja Henri Sassalille heidän avustaan SSAB:n tietokantojen käytön ohjeistuksessa.

Haluaisin kiittää kollegoitani Jukka Lainetta, Risto Vesasta, Jyrki Miettistä ja Heli Kytöstä, jotka ovat opastaneet minut ymmärtämään simulaattoreiden toimintaa. Arvostan heidän työtään ja on ollut palkitsevaa antaa oma panokseni ryhmän kehitystyön tueksi.

Haluaisin kiittää myös työkaveriani Pilvi Hietasta, jonka arvokkaan palautteen avulla olen kehittynyt kirjoittajana ja joka on auttanut minua suunnattomasti ymmärtämään akateemisen maailman toimintaa.

Olen myös kiitollinen kurssikaverilleni Mikael Nivalalle, jonka ystävyys ja kannustus motivoivat minut valmistumaan ajallaan.

Lopuksi haluan kiittää perhettäni heidän loputtomasta tuestaan.

Mikko Kärkkäinen

Espoossa 16.11.2015

# Sisällysluettelo

Esipuhe.....	3
Merkintöjen selitykset .....	6
1. Johdanto .....	7
2. Diplomityön tavoitteet .....	8
3. Kuumahauraus jatkuvavalussa .....	9
3.1. Halkeamismekanismit.....	10
4. Valunauhan mikrorakenne ja kuumahauraus .....	14
4.1. Jähmettyminen .....	14
4.2. Rakeenkasvu .....	15
4.3. Erkaumat.....	17
4.4. Austeniitin hajaantuminen .....	20
5. IDS: n laatuindeksit .....	22
5.1. Ensimmäisen kuumahaurausalueen laatuindeksit.....	22
5.1.1. Austeniitin muodostuminen $T^{ZST}$ -lämpötilassa ( $QI_{STR}$ ) .....	22
5.1.2. Austeniitin muodostuminen solidus-lämpötilassa ( $QI_{SHE}$ ) .....	23
5.1.3. IDS:n rakeenkasvumalli .....	23
5.2. Toisen kuumahaurausalueen laatuindeksit .....	25
5.2.1. Erkaumien vaikutus kuumahauruteen ( $QI_{PRE}$ ) .....	25
5.2.2. Raerajaliukumisen laatuindeksi ( $QI_{GBS}$ ) .....	26
5.3. Kolmannen kuumahaurausalueen laatuindeksit.....	27
5.3.1. Esieutektoidisen ferriitin muodostuminen ( $QI_{DIP}$ ) .....	27
6. Ohjelmistot .....	28
7. Lämpötilamallin validoiminen .....	29
7.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät .....	29
7.2. Tulokset .....	31
7.2.1. Lämpötilaprofiili Steady-state –tilassa oikaisualueella .....	31
7.2.2. Lämpötilaprofiili Steady-state – tilassa valukoneen lopussa .....	32
7.2.3. Lämpötilaprofiili valun aloituksessa valukoneen lopussa .....	32
8. Aihiotarkastusraporttien analyysi .....	33
8.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät .....	33
8.2. Tulokset .....	33
9. Laatuindeksien validointi.....	36

9.1.	Tutkimusvälineet ja menetelmät .....	36
9.2.	Tulokset .....	38
10.	Elektronimikroskooppianalyysi .....	41
10.1.	Tutkimusvälineet ja menetelmät.....	41
10.2.	Tulokset.....	42
11.	Johtopäätökset .....	48
11.1.	Aihiotarkastusten tilastollinen analyysi .....	48
11.2.	Lämpötilamallin validointi.....	48
11.3.	Laatuindeksien validointi .....	49
11.4.	Elektronimikroskooppianalyysi .....	49
12.	Jatkokehitysehdotukset.....	50
13.	Lähteet.....	51

## Merkintöjen selitykset

$\epsilon$	Venymä
$\%RA$	Prosentuaalinen kurouma
$T^{Ae_3}$	Tasapainon mukainen lämpötila austeniitti-ferriitti – faasimuutoksen alkamiselle [°C]
$T^{Ar_3}$	Kinetiikan huomioiva alkamislämpötila austeniitti-ferriitti – faasimuutokselle jäähtymisessä [°C]
$T^{Ae_1}$	Tasapainon mukainen lämpötila eutektoidisen reaktion alkamiselle jäähtymisessä [°C]
$T^{Ar_1}$	Kinetiikan huomioiva lämpötila eutektoidisen reaktion alkamiselle jäähtymisessä [°C]
$T^{ZST}$	Lämpötila, jossa jähmettyvän metallin lujuus alkaa nousta [°C]
$T^{ZDT}$	Lämpötila, jossa jähmettyvän metallin sitkeys alkaa nousta [°C]
$T^{LIT}$	Lämpötila, jossa sulan pääsy dendriittien väliin jähmettymisessä estyy[°C]
$T^{AUS+}$	Austeniitin muodostumisen alkamislämpötila jäähtymisessä [°C]
$f^{\gamma}$	Austeniitin faasiosuus mikrorakenteesta
$T^{SOL}$	Solidus-lämpötila [°C]
$T^{2\%L}$	Lämpötila, jossa sulan faasin osuus mikrorakenteesta on 2 prosenttia [°C]
$D_{GRA}^{\gamma}$	Austeniitin raekoko [ $\mu\text{m}$ ]
$f^{ADC}$	Hajaantuneen austeniitin faasiosuus
$v$	Venymisnopeus [1/s]

## 1. Johdanto

Jatkuvavalussa tuotetut esiaihiot ovat herkkiä pintahalkeamille. Pintahalkeamat kasvavat valssauksessa aiheuttaen aihoiden hylkäyksiä. Tämän vuoksi ahiot, joissa esiintyy pintahalkeamia, täytyy joko kunnostaa ennen kuumamuokkauksen alkamista tai romuttaa. Tästä aiheutuu huomattavasti kustannuksia.

Pintahalkeamille ovat alttiimpia mikroseostetut teräkset, joihin on seostettu yli 0,01 painoprosenttia niobia ja joiden hiilikoostumus on välillä 0,1-0,18 painoprosenttia. Halkeamat muodostuvat jatkuvavalussa yleensä kuumahaurauslämpötiloissa, joissa aihioihin kohdistuvalla jännityksellä on erityisen haitallinen vaikutus.

Kuumahaurausalueiden välttämiseksi on kehitetty erilaisia jäähdytysstrategioita, joilla pyritään pitämään aihion pinnan lämpötila halutuissa rajoissa. Näiden hiominen ja optimoiminen kokeellisesti on kallista ja työlästä. Prosessin helpottamiseksi on kehitetty simulaattoreita, joilla voidaan ennakoida aihion pintalämpötila ja kuumahaurausalueiden sijainti jatkuvavalun prosessi- ja olosuhdetekijöiden perusteella. Simulaattoreiden tavoitteena on kyky ennustaa optimaalinen jäähdytysstrategia eri ahioko'ille ja -laaduille.

Diplomityössäni arvioidaan Aalto-yliopistossa kehitetyn jatkuvavalusimulaattorin Cast Manager ja mikrorakennesimulaattorin IDS ennustuskyyä ja pohditaan kirjallisuuden perusteella pintahalkeamien syntymekanismeja ja halkeamille altistavia tekijöitä.



## 2. Diplomityön tavoitteet

Diplomityöni tavoitteena on todentaa Aalto-yliopistossa kehitettyjen mallien kyky ennustaa aihion pinnan lämpötilaa ja laatua. Aineistona on käytetty SSAB Europe Oy, Raahen tehtaassa JVK6 – valukoneella valetuista aihioista tuotannon aikana otettuja mittauksia ja valun jälkeen tehtyjä pinnanlaadun tarkastuksia. Tarkastelu kohdistetaan 0037-, 0561-, 0562-, 0566- ja 0709-aihiolaatuihin.

Aineiston avulla on tarkoitus tarkistaa mallien paikkansapitävyys, jotta niitä voidaan käyttää jäähdytysprosessin optimoimiseen ja valunauhan pintahalkeamien vähentämiseen. Mikäli ennusteet eivät vastaa tuloksia, käytetään aineistoa mallien kehittämiseen.

Kokeellisen osion lisäksi työhön kuuluu kirjallisuusosio, jossa kartoitetaan ajankohtainen teoreettinen ymmärrys jatkuvavalun kuumahaurausalueista ja pintahalkeamien syntymekanismeista. Tätä tietoa käytetään IDS-ohjelmiston laadunennustusmallin kriittiseen tarkasteluun ja kehittämiseen.

### 3. Kuumahauraus jatkuvavalussa

Teräksen sitkeys määräytyy plastisen muodonmuutoksen määrästä, jonka se kykenee kestävänsä ennen murtumista. Muodonmuutoksen määrää ilmaistaan yksiköttömillä suureilla venymä ja kurouma. Venymä  $\epsilon$  kuvaa materiaalin suhteellista pituuden muutosta ja kurouma  $RA$  kuvaa suhteellista pinta-alan muutosta. Kuumasitkeys ilmaistaan usein prosentuaalisen kurouman avulla eli kertomalla kuinka suuren suhteellisen muutoksen aihion poikkipinta-ala kestää ennen murtumista. Aihion koetaan olevan jatkuvavalun kannalta turvallisella alueella, jos se kestää termomekaanisessa Gleeble-testissä 40 % kurouman. [1]

Jatkuvavalun lämpötila-alueella aihion lujuusominaisuudet poikkeavat huomattavasti huoneenlämpötilan ominaisuuksista. Syynä on diffuusio, joka alkaa huoneenlämpötilan ja sulamispisteen puolivälissä vaikuttaa merkittävästi materiaalin lujuus- ja sitkeysominaisuuksiin. Tästä syystä materiaalin sitkeys korotetussa lämpötilassa on eriytynyt omaksi tutkimusalueekseen, jota kutsutaan virumiseksi. [2]

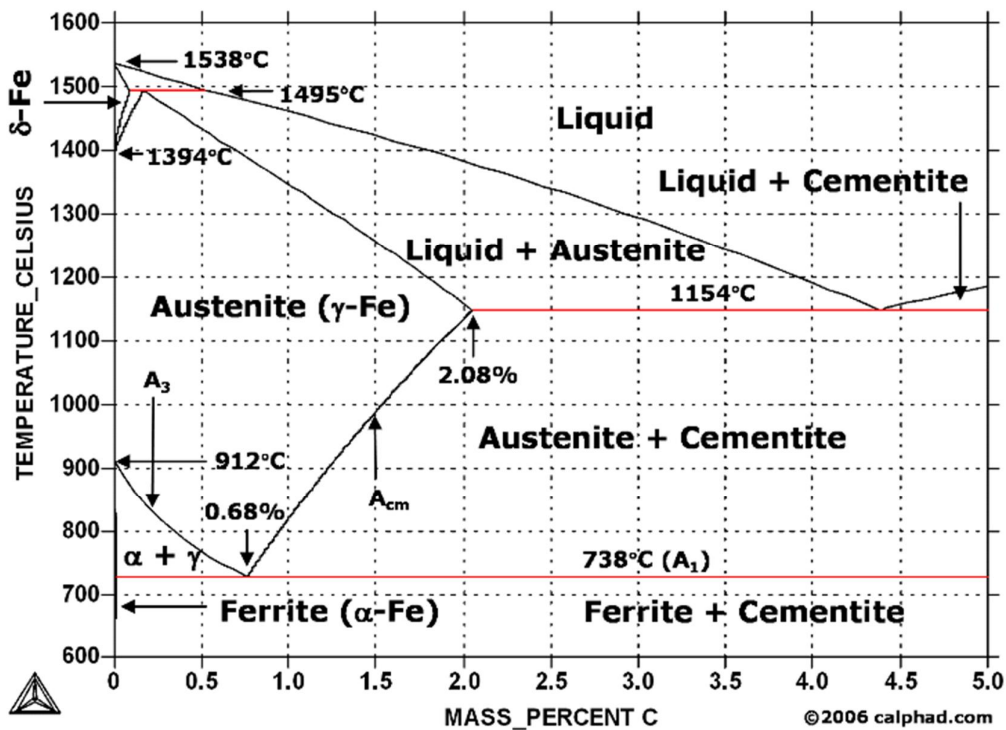
Plastisen muodonmuutoksen aiheuttajia ovat sisäiset ja ulkoiset jännitykset, jotka ylittävät materiaalin myötörajan paikallisesti. Plastinen muokkautuminen voi aiheuttaa mikrotason halkeamia ja huokosia, jotka vähentävät aihion poikittaista pinta-alaa ja keskittävät jännityksen yhä kapeammalle alueelle. [2] Tämä johtaa ennen pitkää murtumaan, kun huokokset ja mikrohalkeamat kasvavat ja yhdistyvät. Jatkuvavalun aikana jännityksiä aiheuttavat aihioon ennen kaikkea taivutus ja oikaisu. [3] Tärkeässä osassa ovat myös materiaalin lämpölaajeneminen ja -kutistuminen sekä faasimuutosten aiheuttamat jännitykset. [4]

Jatkuvavalussa teräksillä on tyypillisesti hahmotettavissa kolme kuumahaurausvyöhykettä. Näillä lämpötila-alueilla kuumasitkeys laskee poikkeuksellisen matalaksi ja aiheuttaa korkean riskin aihion halkeilulle. Ensimmäinen kuumahaurausalue liittyy jähmettymiseen (20 – 50 °C solidus-lämpötilan alapuolella), toinen erkaumiin (1200 – 900 °C) ja kolmas esieutektoidisen ferriitin muodostumiseen (900 - 600 °C). [5]

Nk. vertical-bending - valukoneissa on vertikaalinen kokilli, jota seuraa taivutusalue, oikaisualue sekä horisontaalialue. Poikittaiset pintahalkeamat syntyvät valunauhaan vetojännityksen vaikutuksesta taivutus- ja oikaisualueilla. Taivutusalueella vetojännityksen huippuarvo on valunauhan alapinnassa ja oikaisualueella yläpinnassa. [3] Halkeamisen kannalta vaarallisinta on, jos taivutus tai oikaisu tapahtuu kuumahaurausvyöhykkeiden lämpötila-alueilla.

Kuumahaurausvyöhykkeiden hahmottamisen kannalta on oleellista tuntea matalahiiliteräksen faasitransformaatiot. Nämä on esitetty kuvan Kuva 3.1 rauta-hiilitasapainopiirroksessa. Noin 1500 °C lämpötilassa sulaa teräkseen alkaa ilmestyä jähmeää faasia. Alle 0,53 % hiiltä sisältävissä teräksissä jähmettyy sulasta delta-ferriittiä. Yli 0,53 % hiilipitoisuuden teräksissä jähmettyy sulasta austeniittiä. Lämpötilan laskiessa 1400 asteeseen celsiusta muuntuu kaikki delta-ferriitti austeniitiksi. Hiilipitoisuuden ollessa välillä 0,09 – 0,53 % tämä tapahtuu peritektisessä reaktiossa (delta-ferriitti + sula  $\rightarrow$  austeniitti). Peritektinen reaktio altistaa aihion kuumahalkeamille.

Noin 800 °C lämpötilassa sijaitsee  $Ae_3$ -raja, missä austeniitin on mahdollista muuntua alfa-ferriitiksi. Tällä alueella syntyvää ferriittiä kutsutaan esieutektoidiseksi ferriitiksi. Esieutektoidisella ferriitillä on merkittävä rooli kolmannella kuumahaurausvyöhykkeellä. faasimuutos jatkuu  $Ae_1$ -lämpötilaan asti, missä alkaa eutektoidinen reaktio. Eutektoidisessa reaktiossa jäljellä oleva austeniitti hajaantuu ferriitiksi ja sementiitiksi. Eutektoidisen reaktion seurauksena syntyvä ferriitti ja sementiitti muodostavat lamellimaisen faasin, jota kutsutaan perliitiksi.



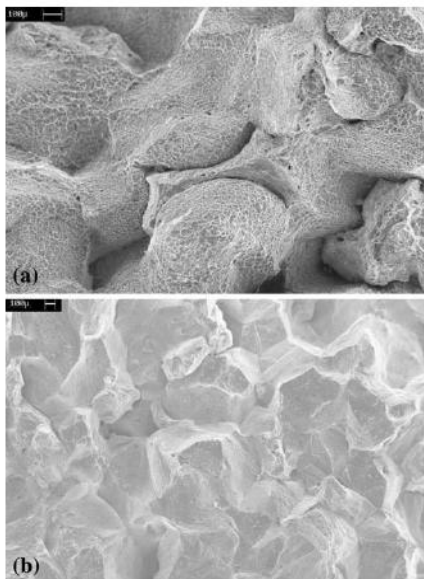
Kuva 3.1 Rauta-hiilitasapainopiirros. Lähde: Thermo-Calc – termodynaaminen tietokanta.

### 3.1. Halkeamismekanismit

Jatkuvavaletussa aihiossa esiintyvät halkeamat voidaan jakaa jäähmettymisen yhteydessä syntyviin halkeamiin ja jäähmettyneeseen teräkseen syntyviin halkeamiin. Jäähmettymishalkeamiin lukeutuvat pitkittäiset pintahalkeamat ja sisäiset halkeamat. Pitkittäiset pintahalkeamat syntyvät jäähmettymisen yhteydessä ensimmäisellä kuumahaurausvyöhykkeellä. [6] Tätä halkeamismekanismia tarkastellaan lähemmin luvussa 4.1.

Jäähmettyneeseen teräkseen muodostuvista halkeamista yleisin on poikittainen pintahalkeama. Se voi syntyä jäähmettyneeseen teräkseen kahden eri mekanismin kautta. Toinen näistä on raerajaliukuminen austeniitissa ja toinen on huokoinen murtuma ferriitissä tai austeniitissa. [3] Nämä mekanismit vastaavat toista ja kolmatta kuumahaurausaluetta, jotka sijaitsevat niin ikään 1200 - 900 °C ja 900 - 600 °C lämpötila-alueilla.

Kuvassa Kuva 3.2 on esitetty toisen ja kolmannen kuumahaurausalueen halkeamapintojen tekstuureja. Toisessa kuumahaurausalueessa esiintyvät halkeamat näkyvät sileänä murtumapintana, mikä on tyypillistä raerajaliukumiselle (b). Kolmannella kuumahaurausalueella murtumapinta on huokoinen, jolloin halkeamiseen on johtanut mikrohuokosten muodostuminen (a).



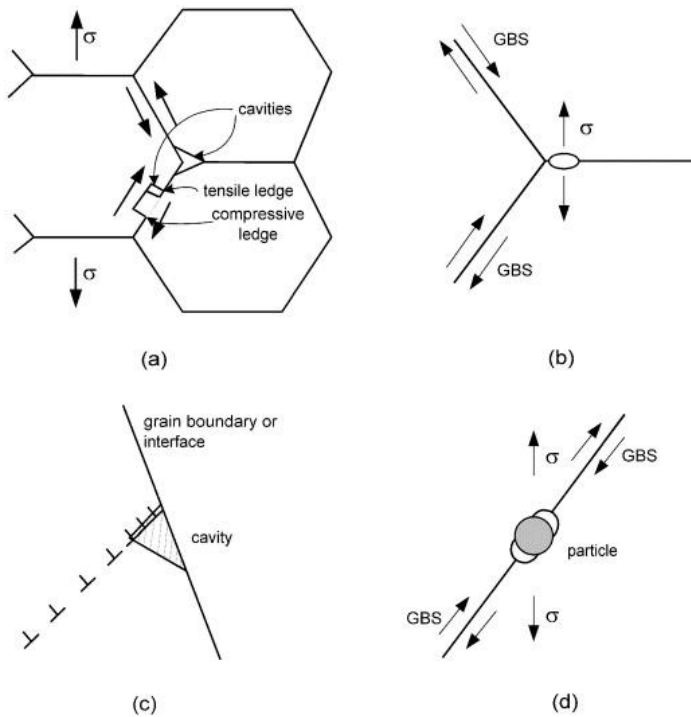
Kuva 3.2 a) Huokoinen murtumapinta termomekaanisessa testissä 850 °C lämpötilassa. b) Sileä murtumapinta termomekaanisessa testissä 950 °C lämpötilassa. Lähde [7]

Toisen ja kolmannen kuumahaurausvyöhykkeen halkeamismekanismit poikkeavat toisistaan merkittävästi, mutta molemmissa tapauksissa halkeaminen käynnistyy mikrohalkeamien - tai huokosten ydintymisestä.

Halkeaman ydintymisen ajavana voimana toimii hilan elastiseen venytystilaan sitoutuva energia. Halkeaman syntymistä vastustaa kuitenkin halkeamiseen liittyvä hilan pinta-alan ja pintaenergian kasvu. Pintaenergian rooli on sitä suurempi, mitä pienempi halkeama on. Siten voidaan sanoa, että on olemassa kriittinen alaraja halkeaman koolle ja halkeaman ydintymisen vaatimalle jännitykselle. Tämän kriittisen jännityksen pitää ylittyä, jotta halkeaminen ylipäätänsä olisi mahdollista. [8] Kriittistä kokoa pienemmille mikrohalkeamille pintaenergian kasvu toimii ylitsepääsemättömänä esteenä. Halkeaman ydintyminen vaatii siis, että elastisen venytystilan purkautumisessa vapautuva energia on suurempi kuin halkeamisesta aiheutuva pintaenergian kasvu. [8] [9] Kriittinen koko mikrohalkeaman synnylle riippuu halkeaman geometriasta, pintaenergiasta ja liuenneista kaasumaisista epäpuhtauksista. [9] Stabiilin halkeaman pienin mahdollinen koko on välillä 2-20 nm [9]. Pintaenergia vaikuttaa siihen, kuinka paljon energiaa halkeamapintaan sitoutuu. Kiinteiden suotaumien vaikutus kriittiseen kokoon perustuu suotaumien ja matriisin välisen rajapinnan epäsopuun. Suotauman ja matriisin rajapintaan sitoutuu enemmän energiaa kuin raerajaan, jolloin rajapinta on raerajaa alttiimpi irtoamiselle. Tämä nähdään kolmannella kuumahaurausvyöhykkeellä, missä mangaanisulfidipartikkelin ja ferriitin välinen rajapinta on otollinen huokosten ydintymiselle. [3] Myös kaasumaiset epäpuhtaudet helpottavat mikrohuokosten ja mikrohalkeamien muodostusta. Kaasun aiheuttama paine huokosessa laskee kriittistä halkeamatilavuutta. [9]

Jatkuvavaluprosessissa valunauhaan kohdistuva kokonaisvenymä on noin 2 % ja venymänopeus välillä  $10^{-3}$  -  $10^{-4} \frac{1}{s}$ . [1][11] Jos tämä venymä jakautuisi aihioon tasaisesti, ei se riittäisi halkeamien ydintymiseen. [8] [12] Aihiossa esiintyy kuitenkin venymis- ja jännityskeskittymiä, joissa kokonaisvenymä voi kasvaa moninkertaiseksi. Kuvassa Kuva 3.3 on esitetty tyypillisiä mikrohalkeaman tai -huokosen ydintymispaikkoja.

Kohdissa a) ja b) on esitetty kolmen rakeen liittymäkohta eli rakeiden kolmoispiste. Kohdissa c) ja d) on esitetty rajapinta matriisin ja toisen faasin partikkelin välillä ja erkauma- tai suotaumapartikkeli raerajalla.

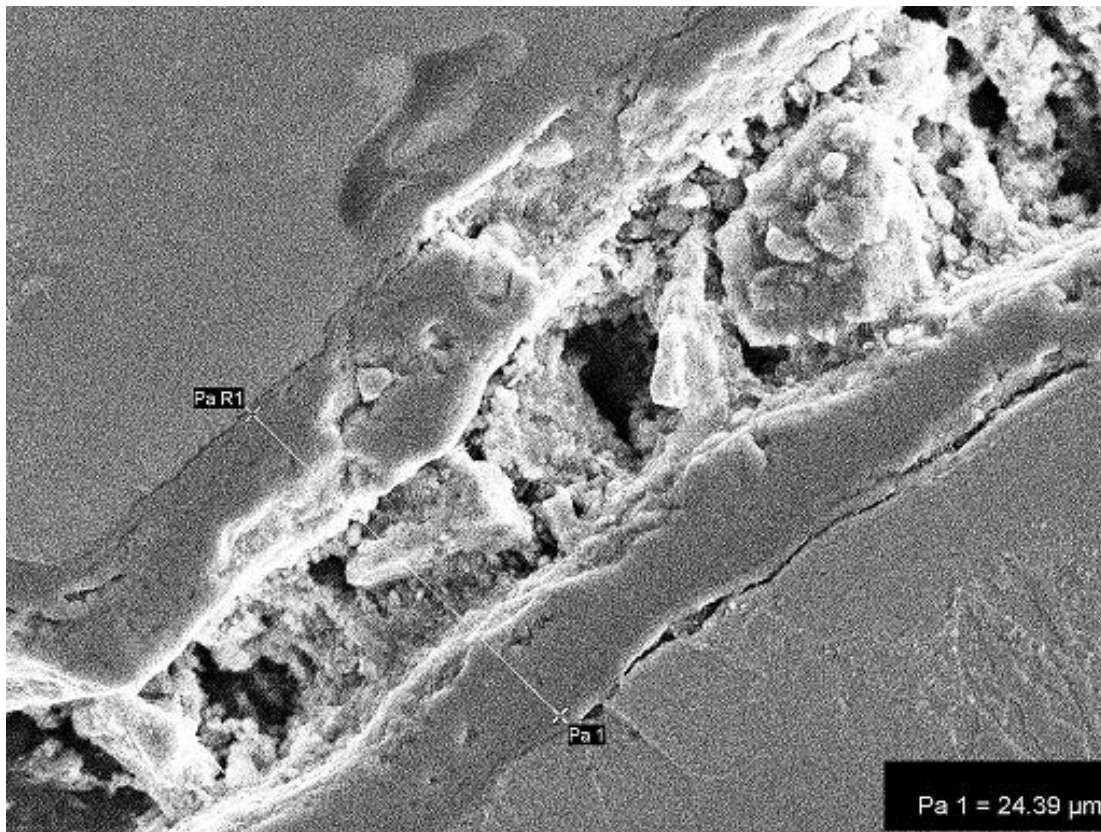


Kuva 3.3 a) Raerajaliukumisen aiheuttama halkeama kolmoispisteessä ja raerajalla. b) Raerajaliukumisen aiheuttama huokonen. c) Dislokaatioliu'un aiheuttama huokonen. d) Raerajaliukumisen aiheuttama huokonen raerajapartikkelin pinnalla. [13]

Kohdat a), b) ja d) esittävät raerajaliukumisen aiheuttamia halkeamia, joita esiintyy toisella kuumahaurausvyöhykkeellä. Raerajaliukumista tapahtuu, kun monirakeiseen materiaaliin kohdistuu leikkausjännitys. Sen seurauksena rakeet liikkuvat lomittain. Tämä aiheuttaa ongelmia rakeiden liittymäkohdissa, missä rakeiden lomittainen liike on mahdollista vain, jos rakeiden muoto muuttuu riittävästi täyttämään liukumisen synnyttämän tyhjän tilan. [8] Jos muodonmuutos on liian hidasta, ydintyy rakeiden yhtymäkohtiin halkeamia, mitä on esitetty kohdassa a). Kohdassa b) mekanismi on muuten sama, mutta halkeamista edeltää huokosen muodostuminen raerajaa pitkin etenevän halkeaman edelle. Myös raerajojen erkaumien ja sulkeumien pinnalle voi ydintyä halkeamia raerajaliukumisen seurauksena, mitä esitetään kohdassa d). Raerajaliukumisessa halkeaminen ei vaadi hilan plastista muokkautumista, minkä seurauksena murtumapinnasta tulee sileä.

Kuvassa c) on esitetty dislokaatioliu'un aiheuttama mikrohalkeama. Tämä on alku huokoiselle sitkeälle murtumalle. Aihioon kohdistuva vetojännitys saa aikaan dislokaatioliukua. Dislokaatiot eivät kuitenkaan läpäise vaivatta raerajalla sijaitsevien erkaumia tai sulkeumia, minkä seurauksena ne kasautuvat raerajoilla sijaitsevien partikkelien pinnoille. Dislokaatioiden aiheuttaman jännityksen kasvaessa riittäväksi alkaa rajapinta matriisin ja partikkeleiden välillä avautua. Tämä on yleisin mekanismi huokoiselle halkeamiselle kolmannella kuumahaurausvyöhykkeellä. [14]

Mikroskooppisten halkeamien ja huokosten täytyy kasvaa ja liittyä toisiinsa millimetrien pituiselta matkalta ennen kuin voidaan puhua makroskooppisista poikittaisista tai pitkittäisistä pintahalkeamista. Stabiilit halkeamat ovat kooltaan 2-20 nm, joten mikrohalkeamien täytyy kasvaa miljoonakertaiseksi muodostaakseen havaittavia pintahalkeamia. Kasvunopeutta kontrolloi pääosin diffuusio. [9][8] Diffuusion roolin seurauksena kuumahaurauden ongelma on monirakeisilla materiaaleilla tyypillisesti pahimmillaan noin huoneenlämpötilan ja sulamispisteen puolivälissä, missä diffuusionopeus ei mahdollista rakeiden nopeaa muodonmuutosta, mutta on riittävä huokosten nopealle kasvulle. Kuvassa 3.4 on esitetty diplomityön kokeellisessa osiossa otettu elektronimikroskooppikuva poikittaisesta pintahalkeamasta, joka on leveydeltään noin 25 mikrometriä.

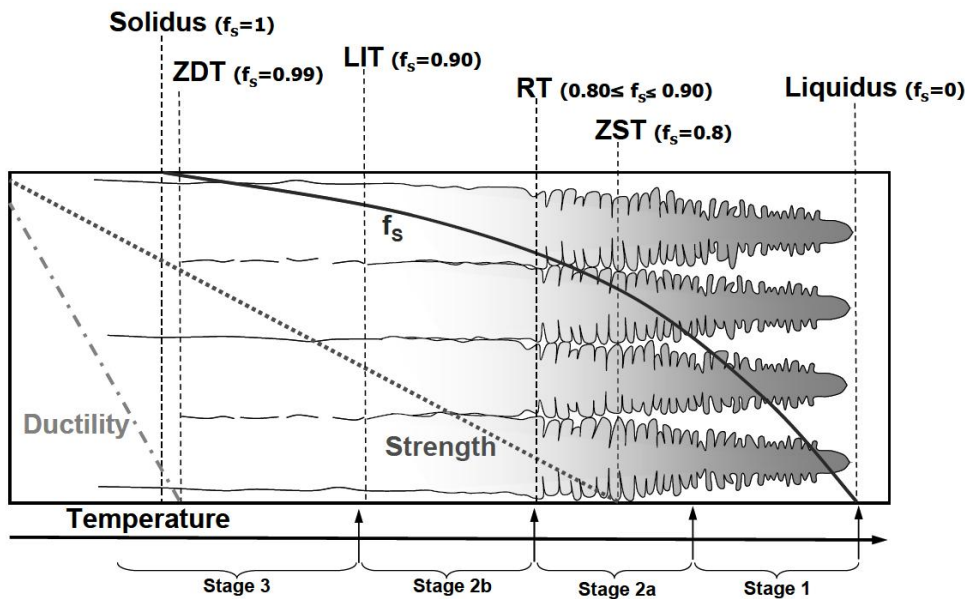


Kuva 3.4 Elektronimikroskooppikuva poikittaisesta pintahalkeamasta. Näyte on otettu matalaseosteisesta hiilimanganiteräksestä ja käsitelty nital-hapolla.

## 4. Valunauhan mikrorakenne ja kuumahauraus

Jäähtyessään valunauha käy läpi useita faasitransformaatioita ja merkittäviä mikrorakenteen muutoksia. Nämä ovat avainasemassa, kun halutaan ymmärtää mistä jatkuvavalun kuumahaurausalueet aiheutuvat. Kuumahaurauden syynä ovat usein kalvomaiset heikot rakenteet, jotka mahdollistavat valunauhan epätasaisen muokkautumisen ja halkeamien nopean etenemisen.

### 4.1. Jähmettyminen



Kuva 4.1 Teräksen sitkeys, lujuus ja mikrorakenne jähmettymisessä. [15]

Teräs jähmettyy seostuksensa perusteella joko suoraan austeniitiksi tai delta-ferriitiksi. Peritektisen reaktion kautta voi jähmettyvä mikrorakenne koostua molemmista faaseista. Karbideja muodostavat seosaineet (muun muassa kromi ja molybdeeni ja titaani) suosivat ferriittiä, kun taas korkea hiilipitoisuus, mangaani ja nikkeli edistävät austeniitin muodostumista.

Seosaineiden liukenevuus on yleensä heikompaa jähmeässä teräksessä kuin sulassa, ja ferriitissä vielä huomattavasti vähäisempää kuin austeniitissa. Tämä aiheuttaa seosaineiden rikastumisen sulaan jähmettyvän pinnan läheisyyteen. Ilmiötä kutsutaan mikrosuotautumiseksi. Mikrosuotautumisen seurausta on teräksen dendriittinen jähmettymismekanismi, jota on esitelty kuvassa Kuva 4.1. Sulan rikastuminen dendriittien väliin on syynä ensimmäiselle kuumahaurausalueelle. Sula kalvo dendriittien välissä toimii jännityskeskittymänä eikä kestä isoa vetojännitystä. [16] Tällä lämpötila-alueella valunauha on haavoittuvainen sisäisten halkeamien ja pitkittäisten pintahalkeamien muodostumiselle.

Jännityksiä ensimmäisellä kuumahaurausalueella voivat aiheuttaa ferriitti-austeniitti -faasimuunnos, lämpölaajeneminen tai -kutistuminen ja tietysti ulkoiset mekaaniset jännitykset. [17] Terminen jännitys on erityisessä roolissa kokillissa, missä kokillin ja valunauhan pinta voi paikallisesti irrota aikaansaaden epätasaisen lämpövuon ja isot lämpötilagradientit valunauhan pinnalle. [4] Tämä on ongelma erityisesti peritektisille teräksille, joissa ferriitin muuntuminen austeniitiksi luo jännityksiä faasien tiheyseron seurauksena. Peritektisissä teräksissä esiintyvä austeniittinen mikrorakenne jähmettymisrintamalla on myös alttiimpi suotaumien aiheuttamalle haurastumiselle kuin ferriittinen. [18]

Teräksen sitkeys alkaa kasvaa vasta, kun dendriittien välinen sula on jähmettynyt 99 prosenttisesti. [19] Halkeamia voi muodostua  $T^{ZST}$ - lämpötilasta alkaen, mutta  $T^{LIT}$ - lämpötilan yläpuolella nämä ovat vaarattomia. Dendriittien väliin työntyvä sula kykenee täyttämään orastavat halkeamat.  $T^{LIT}$ -lämpötilan alapuolella uutta sulaa ei pääse dendriittien väliin, joten pysyvien halkeamien riski on voimakas. Ensimmäinen kuumahaurausalue päättyy  $T^{ZDT}$ -lämpötilaan, missä teräksen sitkeys alkaa nopeasti kasvaa.

## 4.2. Rakeenkasvu

Jähmettymisen päätyttyä on valunauhan mikrorakenne joko austeniittinen tai yhdistelmä ferriittiä ja austeniittiä. Jatkuvalun olosuhteissa jäljellä oleva ferriitti katoaa matalaseosteisissa teräksissä viimeistään 1394 °C ja mikrorakenteesta tulee täysin austeniittinen. Austeniittirakeet alkavat kasvaa, millä on monisyinen haitallinen vaikutus kuumasitkeyteen. Rakeenkasvun ajavana voimana toimii pienemmän kokonaisraerajapinta-alan aikaansaaminen. Rakeenkasvun nopeuden määrää lämpötila. Korkeissa lämpötiloissa kasvu on huomattavasti nopeampaa kuin matalissa. [20]

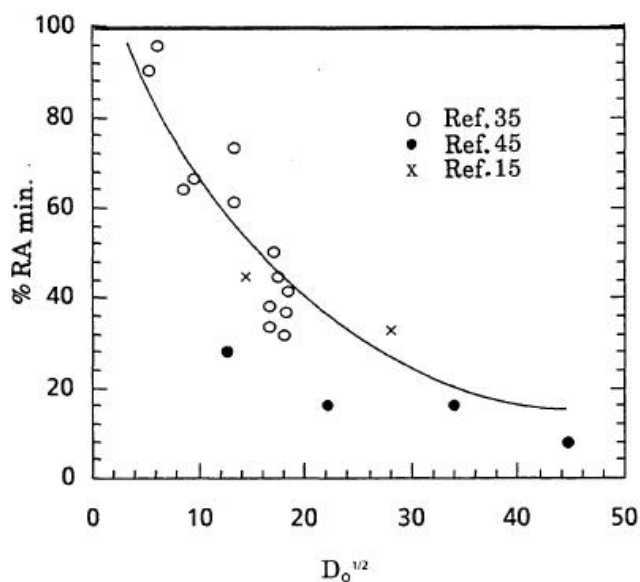
Rakeenkasvu jatkuu, kunnes raerajalle erkautuneiden partikkelien aiheuttama vastusvoima kasvaa rakeenkasvun ajavaa voimaa suuremmaksi. [21] Erkaumat muodostavat esteen rakeenkasvulle ja lopulta pysäyttävät sen täysin. Kasvun hidastuminen alkaa Ti(C,N)- partikkelien erkautumisen myötä noin 1300 °C. [22] Lopullisen raekoon määrittelee valunauhan viettämä aika austeniitin muodostumislämpötilan ja erkaumien muodostumislämpötilan välissä. [23] Mikäli teräkseen ei ole seostettu niobia, titaania tai vanadiinia, mutta siihen on seostettua alumiinia, pysähtyy rakeenkasvu 1050 °C lämpötilassa alumiininitridien erkautumiseen. [24]

Raekoon vaikutus kuumahaurauteen on monisyinen. Isorakeisessa materiaalissa on suhteellisesti vähemmän raerajapinta-alaa kuin pienirakeisessa materiaalissa. Suurempi raerajapinta- ala vaikeuttaa mikrohalkeamien etenemistä ja siten parantaa kuumasitkeyttä. [25] Raerajapinta-ala vaikuttaa myös raerajasuotaumien ja -erkaumien ydintymistiheyteen. Näillä partikkeleilla on haitallinen vaikutus mikrohuokosten ydintymispaikkoina. Isosta raekoosta aiheutuva korkea huokosten ydintymistiheys helpottaa huokosten yhdistymistä makroskooppisiksi halkeamiksi. Täten tiheästi suotautuneet partikkelit raerajoilla altistavat valunauhan halkeilulle. [26]

Austeniittirakeet ehtivät jatkuvavalussa kasvaa monen sadan mikrometrin kokoon ennen kuin ensimmäiset erkaumat muodostuvat. Suurimmat raekoot ovat havaittavissa 0,17 % hiiltä sisältävillä teräksillä, missä austeniitin muodostumislämpötila on korkeimmillaan. Erityisen voimakasta kasvu on oskillointijälkien kohdalla, missä valunauhan pinnan lämmönsiirto heikkenee paikallisesti kokillin oskilloinnin seurauksena. [22]



Raekoolla on ratkaiseva vaikutus kuumasitkeyteen C,Mn - seostetuissa teräksissä. Nb,Ti – seostetuissa teräksissä raekoon kasvu pysähtyy nopeammin, jolloin raekoolla on pienempi vaikutus kuumasitkeyteen. [25][3] Kuvassa Kuva 4.2 on esitetty normalisoidun raekoon ja kuumasitkeyden välistä yhteyttä C,Mn – teräksissä.



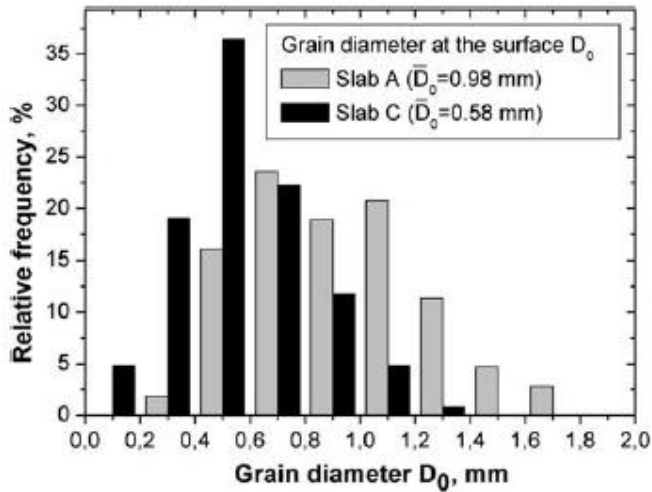
Kuva 4.2 C-Mn – teräksen maksimivenymä ennen murtumista normalisoidun raekoon funktiona. [3]

Mikroseostetuissa teräksissä austeniittirakeet eivät pääse kasvamaan yhtä suuriksi kuin C-Mn seostetuissa, eikä rakeenkasvun rooli ole siten yhtä vakava, mutta niidenkin välillä eroja on havaittavissa muun muassa hiilipitoisuuden vaihtelun seurauksena.

Kuvassa 4.3 on esitetty tyypillinen raekokojakauma kahdelle jatkuvavaletulle niobiseosteisille teräksille. Rakeet ovat halkaisijaltaan vähintään 100 mikrometriä ja enimmillään melkein 2 millimetriä. Aihion A ja C koostumukset on esitetty taulukossa 1. Aihion A on peritektinen koostumus, mikä on todennäköinen syy ahiota C isommalle keskimääräiselle raekoolle.

Taulukko 1 Kuvan 4.3 n A ja C koostumukset. [27]

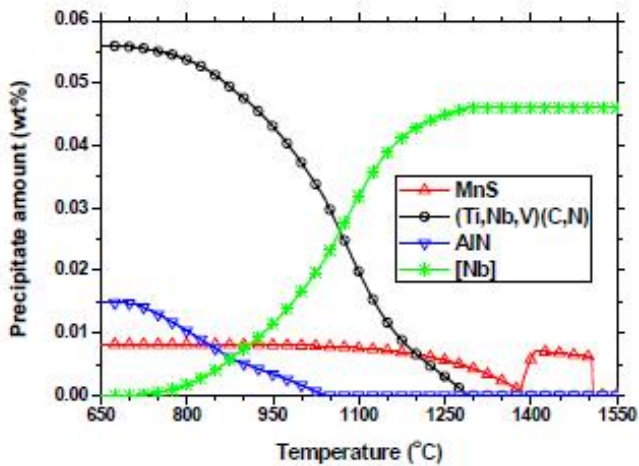
Aihio	C (p%)	S (p%)	Mn (p%)	Al (p%)	Nb (p%)	Ti (p%)	N (p%)
A	0.168	0.21	1.5	0.032	0.001	0.002	0.003
C	0.21	0.22	0.45	0.047	0.001	0.003	0.004



Kuva 4.3 Austeniitin raekokojakauma kahden niobiseostetun teräsaihion pinnoilla. [27]

### 4.3. Erkaumat

Austeniittirakeiden kasvu alkaa hidastua 1250 °C lämpötilassa, kun titaani, vanadiini ja niobi alkavat erkautua karbideina ja karbonitrideinä rakeiden sisälle ja raerajoille. 1050 °C lämpötilassa alkaa muodostua alumiininitridiä. Nämä erkaumat ovat koherentteja austeniittimatriisin kanssa. Erkautuminen selittyy seosaineiden liukenevuuden heikkenemisellä lämpötilan laskun myötä. [28] Erkaumien paino-osuuksien kehitystä on esitetty kuvassa Kuva 4.4 Nb,Ti,V- seostetulle teräkselle.



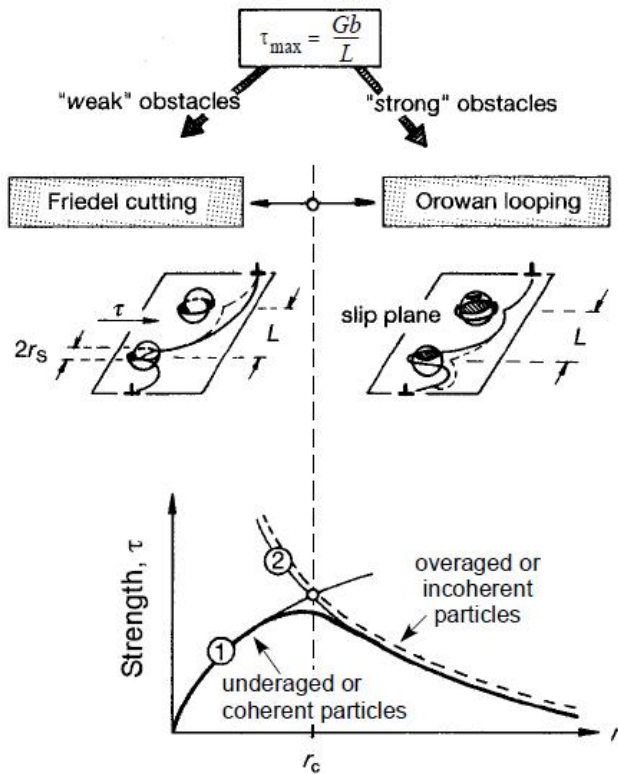
Kuva 4.4 Ti,Nb,V,Al – seostetun teräksen erkaumien ja MnS-suotaumien muodostuslämpötilat. [28]

Erkaumia muodostavia seosaineita käytetään lujittamaan materiaalia erkaumalujittumisella ja estämään rakeenkasvu kuumamuokkauksessa. Jatkuvavaluprosessissa niillä on haitallinen vaikutus kuumasitkeyteen. Erkaumien haitallinen vaikutus perustuu siihen, että ne aiheuttavat jännityskeskittymiä rakeiden sisälle ja

raerajoille. [3] Raerajat altistuvat huokosten muodostumiselle. Tämä ilmiö laskee kuumasitkeyttä merkittävästi 1200 - 900 °C alueella, mikä tunnetaan toisena kuumahaurausvyöhykkeenä. Erkaumien vaikutuksen suuruus riippuu vahvasti niiden koosta. Haitallisimmillaan ne ovat noin 5 nm kokoisina. Yli 30 nm kokoon kasvaneilla erkaumilla ei kuitenkaan ole enää merkittävää vaikutusta kuumahaurauteen. [7] [29]

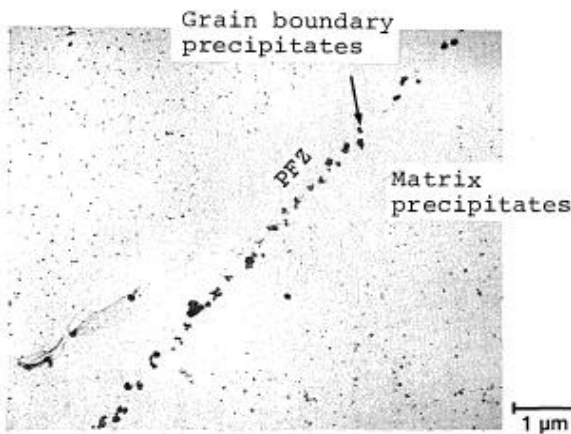
Nanotasolla erkaumien vaikutus perustuu niiden toimintaan plastisen muodonmuutoksen esteinä ja hidasteina. Tärkein plastisen muokkautumisen mekanismeista on dislokaatioliuku. Dislokaatiot voivat liukua vapaasti vain, jos ne pystyvät ohittamaan tai läpäisemään erkaumat tai kiipeämään niiden yli. Tällä on lujittava vaikutus rakeeseen, mutta se myös haurastaa sitä. [30] Erkaumien koko on kriittinen tekijä, koska dislokaatiot läpäisevät pienet ja suuret erkaumat eri mekanismeilla. Dislokaatiot läpäisevät alle 5 nanometrin kokoiset erkaumat leikkaamalla, missä lujittuminen on verrannollinen erkaumien kokoon ja kovuuteen. Muutamaa nanometriä kookkaammilla partikkeleilla dislokaatiot alkavat ohittaa erkaumia taipumismekanismeilla leikkaamisen sijaan. Tällöin erkaumien kasvu alkaa pienentää lujittumista.

Taipumisen vaatima energia on kääntäen verrannollinen erkaumapartikkelien keskinäiseen välimatkaan. Koska erkaumat kasvavat liittymällä toisiinsa, alkaa etäisyys niiden välillä nousta partikkelikoon mukana. Täten isot ja harvat partikkelit asettavat taipumiselle pienemmän vastuksen kuin tiheät ja pienet, minkä seurauksena alkaa tietyn partikkelikoon yläpuolella lujittuminen ja haurastuminen vähentyä. [31] Tätä on esitelty kuvassa 4.5.



Kuva 4.5 Erkaumalujitusmekanismi ja lujittuminen partikkelikoon funktiona. [31]

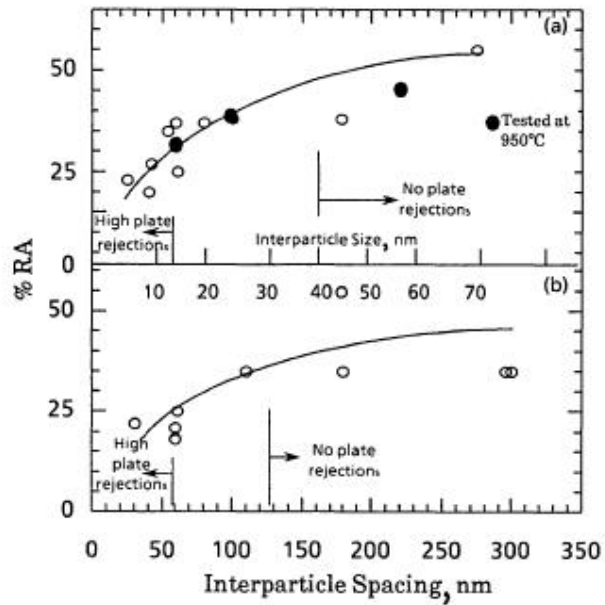
Syy erkaumien haurastavaan vaikutukseen on se, että erkautumislujittuvien materiaalien raerajojen ympäristöön jää köyhtynyt alue, jossa erkaumatiheys on huomattavasti materiaalin keskiarvoa matalampi. [23] Tätä on esitetty kuvassa Kuva 4.6, missä nähdään noin mikrometrin paksuinen erkaumavapaa alue austeniitin raerajan ympäristössä. Erkaumavapaa alue muodostaa vyöhykkeen, joka on huomattavasti rakeen ydintä heikompi. [32] Rakeen ydin on erkaumien vaikutuksesta lujittunut, mutta raerajojen ympäristö ei ole. Tästä seuraa se, että kaikki valunauhaan kohdistuva venyminen keskittyy erkaumavapaalle alueelle, kunnes se on muokkauslujittunut yhtä vahvaksi kuin rakeen ydin. [8] Venyessään se altistuu huokosten muodostumiselle. Erkaumavapaa alue syntyy raerajojen liikkeen seurauksena. Raerajat siirtyvät diffuusion seurauksena korkeissa lämpötiloissa jännityksen alaisina. Materiaalia siirtyy puristusjännityksen puolelta vetojännityksen puolelle, mikä siirtää raerajojen sijaintia. Liikkuessaan raerajat liuottavat erkaumia ympäristöstään. [33]



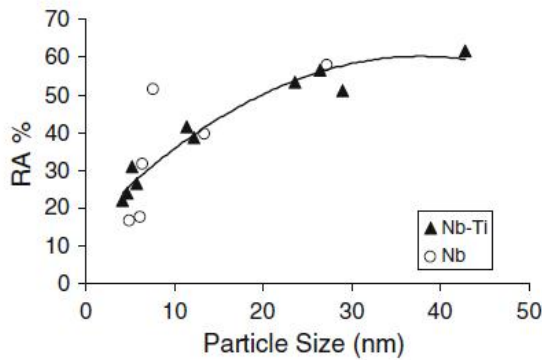
Kuva 4.6 Raerajaerkaumia- ja erkaumavapaa-alue raerajan läheisyydessä. [23]

Valunauhan jäähtymishistoria vaikuttaa huomattavasti siihen, minkälaisia ja minkä kokoisia erkaumia syntyy. Nopea jäähdytys aiheuttaa pienien erkaumapartikkelien tiheän ydintymisen ja rajoittaa niiden kasvua, jolloin rae lujittuu ja haurastuu merkittävästi. [34] Korkeissa lämpötiloissa erkaumakoko voi kasvaa nopeasti diffuusion seurauksena, jolloin hitaalla jäähtymisnopeudella saavutetaan isompi kokojakauma ja vähäisempi haurastuminen. [7] [35]

Koon lisäksi erkaumien haitallisuuteen vaikuttaa niiden esiintymistiheys. Alle 50 nm keskimääräinen välimatka erkaumapartikkelien välillä nostaa halkeamariskiä merkittävästi, kuten nähdään kuvasta 4.7. Erkaumakoon vaikutusta kuumasitkeyteen on havainnollistettu kuvassa 4.8. Alle 25 nm erkaumakoolla kuumasitkeys alkaa kärsiä huomattavasti.



Kuva 4.7 Erkaumakoon ja erkaumapartikkelien välisen välimatkan vaikutus kuumasitkeyteen. Mustina pisteinä esitetyt arvot on testattu 950 °C lämpötilassa, valkoiset 850 asteessa. [3]



Kuva 4.8 Erkaumakoon vaikutus kuumasitkeyteen. [7]

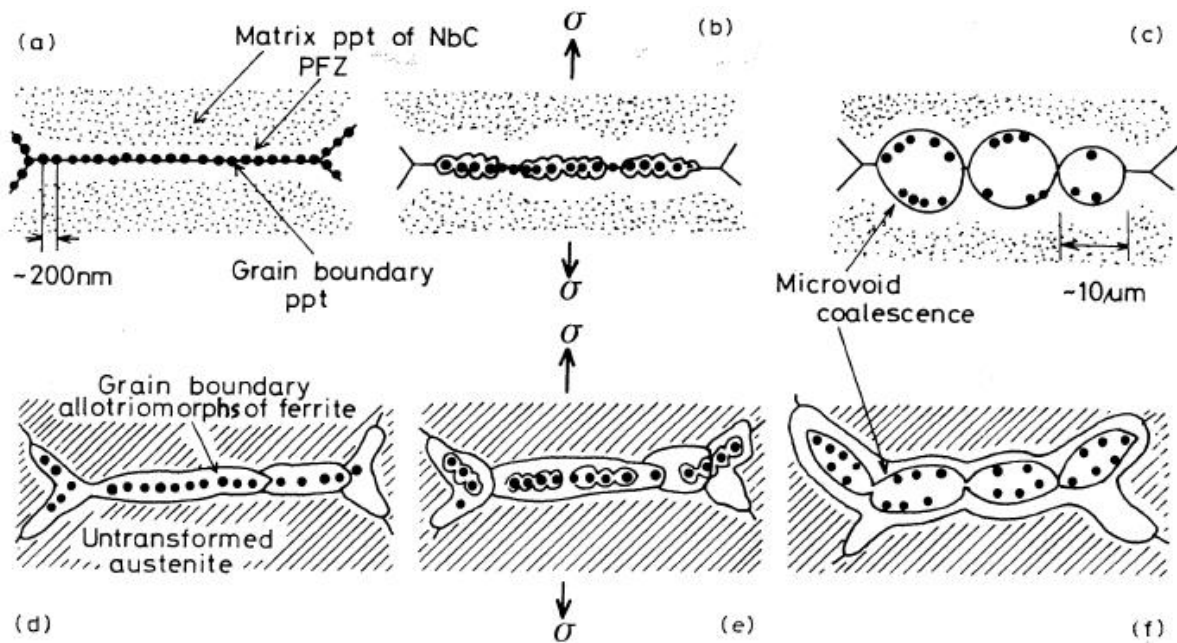
#### 4.4. Austeniitin hajaantuminen

900 – 700 °C lämpötilaan jäädyttyään teräs kohtaa Ar3- lämpötilan, jossa austeniitin transformaatio  $\alpha$ -ferriitiksi alkaa. Ferriittiä voi kuitenkin muodostua muokkauksen vaikutuksesta Ae3- ja Ar3-lämpötilan välillä jännityksen vaikutuksesta. [1] Tämän kaltainen ferriitti esiintyy usein ohuena kalvona austeniittirakeiden välissä. Ferriitti ei ole yhtä lujaa kuin austeniitti, joten se toimii erkaumavapaan alueen tavoin venymäkeskittymänä. [1] Tästä aiheutuu jatkuvavalun kolmas kuumahaurausalue.

Ferriittiin kerääntyvät jännitykset voivat aiheuttaa raerajalle suotautuneiden MnS- partikkelien tai isojen erkaumapartikkelien pinnan irtoamisen ferriitin pinnasta, mitä on esitelty kuvassa 4.9. [14]

Kolmas kuumahaurausalue päättyy, kun ferriitin osuus kiderakenteesta kasvaa yli 40 prosenttiin. [35] [36] Tällöin jännitykset eivät enää keskity kapealle alueelle raerajan läheisyyteen ja huokosten muodostumisen riski laskee.

Pienillä jännityksillä esieutektoidisen ferriitin aiheuttama haurastuminen on voimakkaampaa kuin suurilla jännityksillä. Suuret jännitykset kannustavat ferriitin ja austeniitin tasaista muokkautumista, jolloin jännityksien keskittyminen jää vähäiseksi muodonmuutoksen aikana. Pienillä jännityksillä ferriitti ehtii palautua, joten se ei pääse muokkauslujittumaan ja venyminen keskittyy ohueen ferriittikalvoon pidemmän ajan. [37] [38]



Kuva 4.9 Ylhäällä: huokosten muodostuminen raerajaerkaumien pinnalle ja kasvu erkaumavapaalla alueella. Alhaalla: Huokosten kasvu MnS-suotautumien pinnalle ja niiden kasvu ohuessa ferriittikalvossa. [14]

## 5. IDS: n laatuindeksit

IDS on ohjelmisto, joka on kehitetty mallintamaan teräksen mikrorakenteen kehitystä jäähettymislämpötilasta huoneen lämpötilaan. IDS: n mallintamia ominaisuuksia ovat teräksen faasisuhteet, materiaaliominaisuudet ja raekoko. Lisäksi IDS: n osaksi on kehitetty parin viimeisen vuoden aikana laadunennustusmalli, jonka tarkoituksena on ennakoida pintahalkeamien muodostumisen todennäköisyyttä valunauhassa vertical-bending – valukoneen taivutus – ja oikaisualueilla.

IDS – simulaattorin laatuindekseillä pyritään ennustamaan halkeaman muodostuksen riskiä, kun valunauhan koostumus ja jäähtymishistoria tunnetaan. Laatuindekseissä huomioidaan tekijä, jotka altistavat jäähettymishalkeamiselle, raerajaliukumiselle ja huokosten muodostumiselle. Laatuindeksejä on arvioitu kirjallisuuden perusteella, jotta voidaan päätellä vastaavatko indekseissä esitetyt mallit teoriaa. Laatuindeksit saavat arvoja väliltä [0,1], arvon 1 merkitessä suurinta halkeaman riskiä. [39]

### 5.1. Ensimmäisen kuumahaurausalueen laatuindeksit

#### 5.1.1. Austeniitin muodostuminen $T^{ZST}$ -lämpötilassa ( $QI_{STR}$ )

$QI_{str}$  kuvaa  $\delta \rightarrow \gamma$  transformaation aiheuttaman termisen jännityksen haitallisuutta. Ilmiötä kuvataan yhtälöllä

$$QI_{STR} = 1 - \exp \left[ -0.2 \left( \frac{3}{\Delta T} \right)^2 \left( \frac{\partial f^\gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \right)^{0.3} \cdot (1 - f^\gamma) \right] \quad (1)$$

missä  $\Delta T$  tarkoittaa  $T^{ZST}$ -lämpötilan ja austeniitin muodostumisen alkamislämpötilan erotuksen itseisarvoa,  $\Delta T = \text{abs}(T^{ZST} - T^{AUS+})$  ja  $f^\gamma$  tarkoittaa austeniittifraktiota. Yhtälöstä huomataan, että  $QI_{str}$  saa suurimman arvonsa, kun  $T^{ZST}$  ja austeniitin muodostumisen alkamislämpötila ovat mahdollisimman lähellä toisiaan. Jäähtymisnopeuden ja austeniitin muodostumisnopeuden kasvut lisäävät indeksin arvoa. Austeniittifraktion kasvu laskee indeksin arvoa.

Kirjallisuuden perusteella jäähtymisnopeudella ja transformaation voimakkuudella on vahva korrelaatio ensimmäisen kuumahaurausalueen halkeamisriskin kanssa [4], joten tämä riippuvuus on perusteltu. Sen sijaan  $T^{ZST}$ -lämpötilan valitsemista laatuindeksin kohdennuslämpötilaksi voidaan pitää kyseenalaisena. Clynen mukaan vasta  $T^{LIT}$ -lämpötilassa voi syntyä pysyviä halkeamia, joten tämä olisi perustellumpi sijainti laatuindeksin suurimmalle arvolle. [19]

$\Delta T$  kohottaa riskiä eniten, kun  $T^{ZST}$ -lämpötilan ja austeniitin muodostumislämpötilan erotus on pieni, mikä kuvaa peritektisten terästen haavoittuvuutta. Indeksien arvo laskee perustellusti nollaan, kun austeniittitransformaatio päättyy.

### 5.1.2. Austeniitin muodostuminen solidus-lämpötilassa ( $Q_{I_{SHE}}$ )

$Q_{I_{SHE}}$  käsittelee kokillin lämmönsiirron häiriintymisen vaikutusta aihion pinnan laatuun. Laatuindeksi mallintaa ilmiötä, jossa jähmettynyt kuori irtaantuu kokillin pinnasta  $\alpha \rightarrow \gamma$  -transformaation seurauksena. Indeksien yhtälö on

$$Q_{I_{SHE}} = 1 - \exp \left[ -5 \left( \frac{3}{\Delta T} \right)^2 \left( \frac{\partial f^\gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \right)^{0.3} \cdot f^\delta \right] \quad (2)$$

missä  $\Delta T = \text{abs}(T^{SOL} - T^{AUS+})$  ja  $f^\delta$  on ferriitin fraktio jähmettyneestä aineesta.  $\Delta T$  on tässä positiivinen erotus solidus-lämpötilan ja austeniittitransformaation aloituslämpötilan välillä.

Muodoltaan funktio on samanlainen kuin  $Q_{I_{STR}}$ , mutta se saa suurimman arvonsa eri lämpötilassa.  $\Delta T$  on pienimmillään ja riski suurimmillaan, kun solidus-lämpötila ja austeniitin muodostumislämpötilat osuvat mahdollisimman lähelle toisiaan.

Kirjallisuuden perusteella on merkittävä väittely siitä vaikuttaako valupulverissa tapahtuvat muutokset teräksen kutistumista enemmän lämmönsiirron heikkenemiseen. [40] Mallissa ei ole huomioitu valupulverin vaikutusta.

### 5.1.3. IDS:n rakeenkasvumalli

IDS käyttää austeniitin raekoon ennustamiseen empiiristä mallia, joka on muotoa

$$D(t + \Delta t) = D(t) + M_0^* \cdot \exp \left( -\frac{Q}{RT(t)} \right) \cdot \left( \frac{1}{D(t)} - \frac{1}{D_{max}} \right)^{\frac{1}{n_0}-1} \cdot \Delta t \quad (3)$$

missä  $D(t + \Delta t)$  on raekoko ajanhetkellä  $t + \Delta t$ ,  $\Delta t$  on aika-askel,  $D_{max}$  on simulaation suurin sallittu raekoko (oletuksena 8 mm),  $M_0^*$  on raerajaliikkuvuutta kuvaava parametri (oletuksena  $4 \cdot 10^9 \mu\text{m/s}$ ),  $n_0$  on raerajaliikkeen esteenä toimivien epäpuhtauksien ja seosaineiden vaikutusta kuvaava parametri (oletuksena 0.5),  $Q$  on aktivaatioenergia,  $R$  ja  $R$  on kaasuvakio.



Aktivaatioenergia  $Q$  on määritetty yhtälöllä

$$Q = Q_0 \cdot (1 + (f^{FER})^{a_0} + (f^{PRE})^{b_0}) \cdot Q_0 + C_{EQ} \cdot Q_{EQ} \quad (4)$$

missä  $f^{FER}$  ja  $f^{PRE}$  ovat ferriitin ja erkaumien faasiosuudet,  $a_0$  ja  $b_0$  ovat parametreja, joiden oletusarvot ovat  $a_0 = 1$  ja  $b_0 = 0.35$ ,  $Q_0$  on sovitusp parametri (oletuksena  $165000 \frac{J}{mol}$ ),  $C_{EQ}$  on hiiliekvivalentti ja  $Q_{EQ}$  määrittää hiiliekvivalentin arvon vaikutuksen aktivaatioenergiaan (oletuksena  $25000 \frac{J}{mol}$ ).

Yhtälön aloitusraekoko määräytyy ensisijaisten dendriittihaarojen välisen matkan mukaan [39]. Kaavassa oletetaan lopullisen raekoon olevan yhtenäinen. Todellisuudessa se noudattaa lognormaalia jakaumaa jossa raekokoon logaritmi on normaalisti jakautunutta. [41]

Laskettu teoreettinen raekoko voi pitää paikkansa vain, jos sen laskemiseen käytetään materiaalipisteen todellista jäähtymishistoriaa. Tämä voi olla haastavaa valunauhan pinnalla, missä oskillointijälkien kohdalla lämmönsiirto voi poiketa nimellisestä jäähtymisnopeudesta huomattavasti. Oskillointijälkien kohdalla raekoko voi olla jopa 40 % suurempi kuin muualla materiaalissa. [27]

Erkaumien vaikutus rakeenkasvuun huomioidaan aktivaatioenergian yhtälössä.  $f^{PRE}$  ja parametri  $b_0$  huomioivat erkaumien faasiosuuden vaikutuksen rakeenkasvun hidasteena. Mintzin mukaan mikroosteisissa teräksissä rakeenkasvulla on pienempi vaikutus kuumahaurauteen kuin erkaumilla. [35]Tällä hetkellä raekoko vaikuttaa yksinomaan raerajaliukumisen laatuindeksiin. Olisi kuitenkin aiheellista huomioida lisäksi raekoon merkitys suotaumien ja huokosten ydintymistiheyteen. [26]

## 5.2. Toisen kuumahaurausalueen laatuindeksit

### 5.2.1. Erkaumien vaikutus kuumahauruteen ( $QI_{PRE}$ )

IDS:n  $QI_{PRE}$  laatuindeksi ennustaa erkaumien ja sulfidisuotaumien vaikutusta kuumasitkeyteen. Sen yhtälö on

$$QI_{PRE} = 1 - \exp \left[ -800 \cdot A \cdot B \cdot C \cdot \sum_{k=1}^n CRM_j \sum_{j=1}^m (\Delta f_{k,j}^C \cdot S_k) \right] \quad (5)$$

missä  $CRM_j$  on muunnettu jäähtymisnopeus, joka saa korkeintaan arvon 10 °C,  $\Delta f_{k,j}^C$  on erkauman tasapainofraktio lämpötilan funktiona ja  $A$ ,  $B$ ,  $C$  ja  $S_k$  ovat kertoimia.

$A$  huomio lämpötilan vaikutuksen erkaumien kokoon,  $B$  huomioi esieutektoidisen ferriitin toiminnan erkaumien ydintymispaikkana ja kerroin  $C$  huomioi raekoon vaikutuksen erkaumien ydintymistiheyteen raerajoilla.  $S_k$  huomioi erkauman koostumuksen.

Erkaumien koon vaikutusta mallinnetaan epäsuorasti kertoimien  $A$ ,  $B$  ja  $C$  avulla. Erkaumien kokojaumien mallinnusta on tutkittu, mutta toistaiseksi kokeellisia tuloksia hyvin vastaavaa mallia ei ole löytynyt. [42] Kokojaumalla on ensisijainen merkitys niiden aiheuttamaan kuumahaurastumiseen, joten kertoimien arvoilla on keskeinen asema mallin toimivuuden kannalta.

Kertoimessa  $S_k$  huomioidaan eri erkaumien erot haitallisuudessa.  $S_k$  sisältää haitallisuuskertoimen sekä sulfideille että nitrokarbideille, vaikka sulfidit luetaankin usein sulkeumiksi eikä erkaumiksi. On kyseenalaista, pitäisikö FeS huomioida laatutekijänä erkaumien muodostumisen yhteydessä. FeS-suotauman vaikutus kuumasitkeyteen perustuu sen matalaan jäähmettymislämpötilaan ja siitä aiheutuvaan jäähmettymishalkeaman riskiin, joka ei mekanismiltaan liity erkaumien aiheuttamaan riskiin. FeS vaikutus yltää kuitenkin 988 °C lämpötilaan asti toisin kuin muiden jäähmettymishalkeamien riskitekijöiden, joiden vaikutus lakkaa jo noin 1500 °C lämpötilassa. [43] Koska vaikutus ylettyy toisen kuumahaurausalueen lämpötiloihin, voidaan teoriassa niiden vaikutus huomioida samassa laatuindeksissä.

Voidaan kuitenkin argumentoida, että sulfidi-sulkeumien ja erkaumien vaikutukset pitäisi erotella erillisiksi laatuindekseiksi, sillä niiden vaikutus halkeamien muodostumiseen perustuu eri ilmiöihin. [34] Mikroskooppiset MnS sulkeumat toimivat huokosien ydintymispaikkoina ferriitissä. FeS saa aikaan viivästynyttä jäähmettymistä. Nanoskaalan erkaumapartikkelit sen sijaan lujittavat rakeita ja keskittävät jännitykset raerajoille austeniitissa aiheuttaen raerajaliukumista. [32] Laatuindeksissä yhdistyvät siis kolmen eri mekanismin haitalliset vaikutukset.

## 5.2.2. Raerajaliukumisen laatuindeksi ( $QI_{GBS}$ )

Halkeamien muodostuminen toisen kuumahaurausalueen yläpäässä aiheutuu raerajaliukumisesta. Raerajaliukuminen on muodonmuutosmekanismi, jota esiintyy austeniitissa 1200 – 900 °C lämpötilavälillä. Sen seurauksena halkeamia voi ydintyä rakeiden yhtymäkohtiin ja erkauma-matriisi - rajapinnoille. IDS laskee raerajaliukumisen aiheuttaman haavoittuvuuden kaavalla

$$QI_{GBS} = \exp\left(-C \cdot \frac{v^{0.7}}{D_{GRA}^Y{}^{0.4}}\right) \quad (6)$$

missä  $v$  on venymisnopeus (1/s),  $D_{GRA}^Y$  on austeniitin raekoko, ja  $C$ : tä kuvaa yhtälö

$$C = \exp\left(\frac{55000 \cdot (1 + 5 \cdot f^{ADC^2}) \left(1 + \frac{C_B^{ID}}{C_C^{ID^2}}\right)}{RT}\right) \quad (7)$$

missä  $f^{ADC}$  on hajaantuneen austeniitin fraktio,  $C_B^{ID}$  kuvaa dendriitinvälisen boronin ja  $C_C^{ID}$  dendriitinvälisen hiilen vaikutusta raerajojen liukuvuuteen.

$QI_{GBS}$  saa isoimman arvonsa, kun austeniitin raekoko on pieni ja venymänopeus hidas. Alueilla, joissa valunauhaan ei kohdistu jännitystä, saa indeksi arvon nolla. Raekoon ja raerajaliukumisen välinen yhteys on todettu useassa tutkimuksessa. [44] [45] Pieni raekoko voimistaa raerajaliukumista. Jos kokonaisvenymä jatkuvavalussa pysyy vakiona jännitysnopeudesta riippumatta, jää hitaassa venytyksessä raerajaliukumiselle enemmän aikaa kuin nopeassa. Tämän takia hidas venytys on haitallisempaa kuin nopea, kun kokonaisvenymä pysyy vakiona.

Laatuindeksin vaikutus alkaa laskea, kun austeniitti alkaa hajaantua ferriitiksi ja perliitiksi. Raerajaliukumista ei esiinny ferriitin muodostumisen jälkeen, koska ferriitin ja austeniitin välille muodostuva sahamainen rajapinta toimii tehokkaana esteen liukumiselle. [37] Tämän takia jo ohuen ferriittikalvon pitäisi pysäyttää raerajaliukuminen täysin. Tämä on ristiriidassa laatuindeksin kanssa, jonka perusteella austeniitin hajaantumisen vaikutus raerajaliukumiseen on pientä.

### 5.3. Kolmannen kuumahaurausalueen laatuindeksit

#### 5.3.1. Esieutektoidisen ferriitin muodostuminen ( $QI_{DIP}$ )

$QI_{DIP}$ - laatuindeksin tarkoitus on ennustaa ohuen esieutektoidisen ferriittikalvon muodostumisen haitallinen vaikutuksen kuumasitkeyteen. Sen yhtälö on

$$QI_{DIP} = \begin{cases} 1 - \exp[-s \cdot (f^{DIP})^{0.5}] & , T^{Ar3} < T < T^{prf+} \\ QI_{DIP}(T^{Ar3}) & , f^{ADC} < f^{ROD} \\ 1 - \exp\left[A \cdot \frac{(f^{ROD})^2}{(f^{ADC})^{1.5}}\right] & , f^{ADC} < f^{ROD} \\ a = 8 - C_b^{ID} / C_c^{ID^2} \end{cases} \quad (7)$$

$f_{DIP}$  on DIF:in fraktio teräksestä,  $f^{ADC}$  on hajaantuneen austeniitin fraktio,  $T^{Ar3}$  on Ar3-lämpötila,  $T^{prf+}$  on esieutektoidisen ferriitin muodostumislämpötila ja  $f^{ROD}$  on austeniitin hajaantumisaste, jolla kuumasitkeyden oletetaan lähtevän kasvuun.  $f^{ROD}$ :in arvo on oletuksena 0.1.

ferriittifraktion arvo 0.1 on palautumisen lähtöarvoksi matala kokeellisten tulosten perusteella. Mintzin tutkimusten mukaan korkeahiilisissä ja mangaaniseosteisissa teräksissä sitkeys pysyy vakiona ferriittifraktioon 0.4 asti ja alkaa kasvaa vasta tämän arvon yläpuolella. [26] Niobi- ja titaaniseosteisissa teräksissä palautuminen voi alkaa jo aikaisemmin, tosin näillä teräksillä kuumasitkeyden minimiarvo on huomattavasti alhaisempi kuin C-Mn - teräksillä. [36] Qianin tutkimuksessa Nb -Ti - teräksen kuumasitkeyden havaittiin alkavan asteittain palautua ferriittifraktion 0.2 yläpuolella. Kuumasitkeys saavutti halkeamien muodostumiselle riskittömän arvon kuitenkin vasta fraktion 0.55 yläpuolella. Molemmat tutkimukset ovat yksimielisiä siitä, että kuumasitkeys palautuu riskittömälle tasolle vasta ferriittifraktion 0.5 ylittyttyä. Indeks ei huomioi venymisnopeuden vaikutusta ferriittikalvon lujittumiseen. Matala venymisnopeus aiheuttaa sen, ettei ferriittikalvo pääse muokkauslujittumaan, jolloin se säilyy jännityskeskittymänä pidempään. [37] [49]

## 6. Ohjelmistot

Tutkimuksen yhteydessä tehtyihin simulaatioihin on käytetty pääasiassa kahta ohjelmistoa: IDS ("Interdendritic solidification") ja Cast Manageria. IDS on Aalto yliopistossa kehitetty työkalu teräksen mikrorakenteen ja materiaaliominaisuuksien ennustamiseen sulamispisteen ja huoneenlämpötilan välillä. Se pohjautuu termodynaamisiin, kineettisiin ja empiirisiin laskuihin. Lisäksi IDS:n osaksi on kehitetty aihion pinnanlaatua ennakoivia laatuindeksejä, joiden toimivuutta tässä työssä testataan. IDS ennustaa teräksen mikrorakenteen koostumuksen ja jäähtymishistorian perusteella.

Cast Manager on niin ikään Aalto yliopistossa kehitetty jatkuvavalun lämmönsiirron simulaattori, jolla voidaan mallintaa dynaamisesti valunauhan kolmiulotteinen lämpötilajakauma jatkuvavalun aikana. Cast Manager vaatii toimiakseen IDS:n määrittämät materiaali- ja mikrorakenneparametrit ja tiedot valukoneen parametreista. Tuloksena ohjelma antaa aihion jäähtymishistorian.

Simulaation parametrien määrittely automatisoitiin osittain apuohjelmalla, joka ohjelmoitiin työtä varten C# -ohjelmointikielellä. Apuohjelmalla kerättiin Cast Managerin tarvitsemat tiedot valukoneen jäähdytysvesistä, valunopeudesta, yllämmöstä ja valunauhan ulottuvuuksista SSAB Europe Oy, Raahen tehtaan tietokannasta. Apuohjelman käyttöliittymä on esitetty kuvassa 6.1.

The screenshot shows a Windows application window titled "IDS muunnin". The interface is organized into several sections with buttons and input fields:

- HAE DATA (excel)**: A button to load data from an Excel file.
- 1/1/0001 12:00:00 AM**: A date and time display.
- SulatusNimi** and **EsiAihiioNimi**: Text input fields for material names.
- LISÄÄ AIHIO**: A button to add more material data.
- ALOITUS (DateTime)**, **SULATUS (string)**, **ESIAIHIO (string)**, **AIHIOLAATU\_TOT (int)**, and **KOKILLIKDI (string)**: A row of input fields for simulation parameters.
- KOOSTUMUS (.cmp)**, **KOMENTO (.kom)**, and **SUUTTIMIT (.txt)**: Buttons for loading material composition, comments, and simulation times.
- X solmut (80)** and **Y solmut (20)**: Input fields for the number of nodes in the X and Y directions.
- VERKKO (.dat)**: A button for loading the network data.
- Valitse puoli**: A section with radio buttons for "Yläpuoli" (top) and "Alapuoli" (bottom), and a "False" checkbox.
- KONE (.prd)**: A button for loading machine data.
- PROSESSIDATA (.csv)**: A button for loading process data.

Kuva 6.1 Cast Manager – parametritiedostojen valmistusta varten ohjelmoidun apuohjelman käyttöliittymä

## 7. Lämpötilamallin validoiminen

Työn yksi keskeisistä tavoitteista oli arvioida Cast Manager – ohjelman lämmönsiirtomallin ennustuskkyä. Tätä tutkimusta varten verrattiin viidestä sulatuksesta tehtyjä lämpötilamittauksia simulaattorin antamiin lukemiin. Cast Manager – simulaattorin käyttöliittymä on esitetty kuvassa 7.1.



Kuva 7.1 Cast Manager – lämpötilasimulaattorin käyttöliittymä.

### 7.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät

Lämpötilavertailu suoritettiin kahdessa kohtaa valua. Ensimmäinen mitta-alue sijaitsi valukoneen oikaisualueella noin 19.3 metrin päässä valun alkamispisteestä valunauhan yläpuolella ja toinen valukoneen lopussa 30 metrin kohdalla yläpuolella. Vertailuun käytettiin yläpinnan poikkisuuntaista lämpötilaprofiilia.

Esiaihion pinnan lämpötilan mittaamiseen käytettiin kolmea laitetta: käsikantoista lämpökameraa ja kahta valukoneeseen asennettua pyrometriä. Mittaukseen käytetty lämpökamera oli mallia FLIR SC660, jonka kalibrointi tarkastettiin 11.6.2014, noin kolme viikkoa mittausten päättymisen jälkeen. Kalibrointitestissä kameran virhe oli - 50 astetta 1300 asteen lämpötilassa, - 25 astetta 900 asteen lämpötilassa ja - 10 astetta 400 asteen lämpötilassa. Lämpökamera systemaattisesti arvioi siis lämpötilan hieman liian matalaksi. Lämpökameramittaukset suoritettiin noin 30.5 metrin etäisyydellä valun aloituksesta sijaitsevalta sillalta noin puolentoista metrin etäisyydeltä valunauhan yläpuolelta.

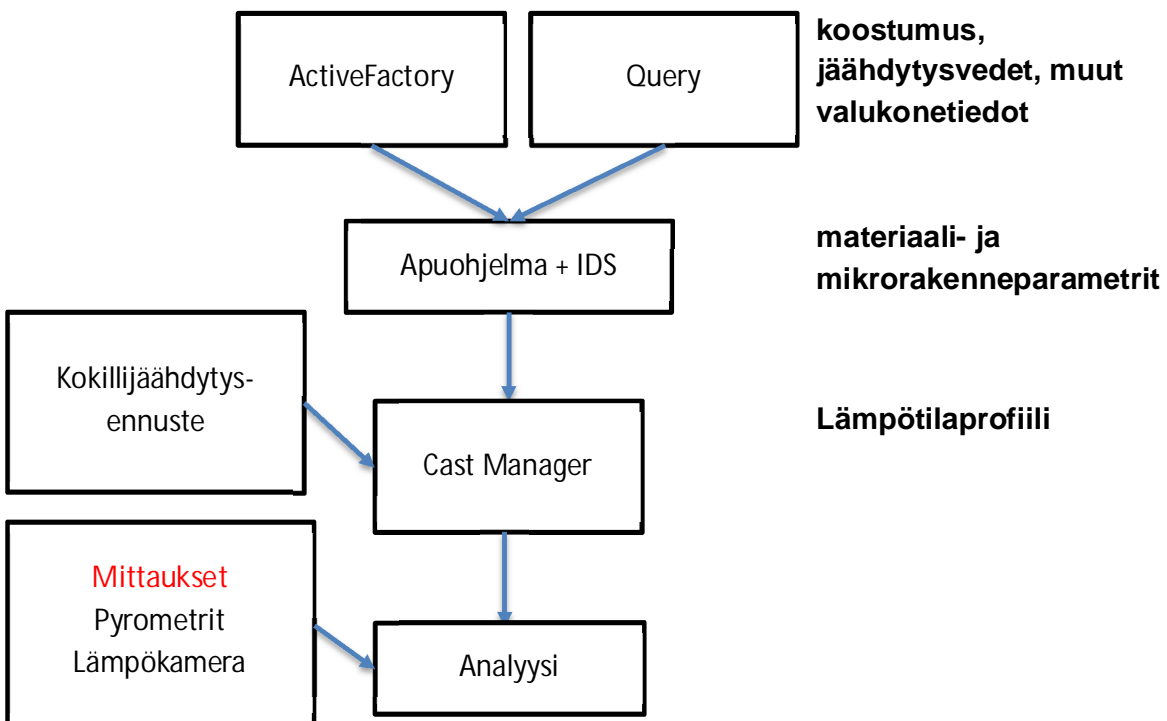
Mittauksiin käytetty skannaava pyrometri oli Raytek MP50 kaksiväripyrometri. Skannaava pyrometri sijaitsi oikaisualueella noin 19.3 metrin etäisyydellä kokillin alareunasta. Pyrometri lukee aihion aihion yläpinnan lämpötilan noin metrin korkeudelta. Pyrometria käytettiin ainoastaan steady-state – tilan arvioimiseen, koska oletettiin, ettei pyrometri sovellu valunaloitukseen, koska sen pitää lämmetä ennen kuin se voi antaa

tarkkoja tuloksia. Mittausten jälkeen kuitenkin ilmeni, että tämä oletus oli virheellinen. Skannaavaa pyrometria voidaan käyttää myös valunaloituksen lämpötilan mittaamiseen.

Staatinen pyrometri oli mallia Land FP11. Pyrometri sijaitsi noin 29.4 metrin päässä kokillin alareunasta, missä se mittasi aihion yläpinnan keskikohdan lämpötilan.

Tarkastelun välivaiheet on esitetty kuvassa 7.2. Ensin simulaation parametrit alustettiin. SSAB Europe Oy, Raahen tehtaan tietokannoista kerätyt tiedot siirrettiin apuohjelman välityksellä Cast Manageriin ja IDS:ään. Materiaaliparametrit laskettiin IDS-simulaattorilla ja nämä siirrettiin Cast Manageriin. Cast Manager – ajoja suoritettiin vaihtelevilla kokillijäähdytyksen parametreilla kunnes kokillijäähdytyksen arvot saatiin vastaamaan mittaustuloksia steady-state – tilanteessa. Lopullisessa analyysissä simulaation tuloksia verrattiin pyrometreistä ja lämpökameramittauksista saatuihin aihion pinnan lämpötilaprofiileihin.

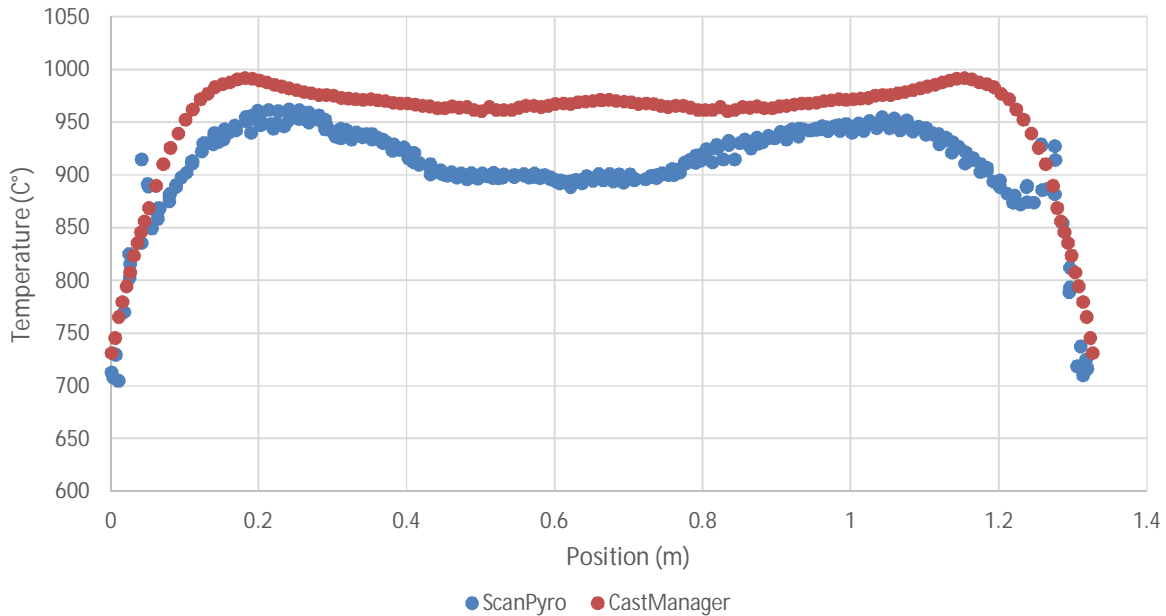
Tutkimuksen tulokset koottiin Microsoft Excel 2010- ohjelmaan, jolla niistä piirrettiin kuvaajat. Tulokset-osiossa on esitetty kolmen sulatuksen simulaatiot ja mittaukset.



Kuva 7.2 Kulkukaavio Cast Managerin lämpötilamallin validoinnille.

## 7.2. Tulokset

### 7.2.1. Lämpötilaprofiili Steady-state –tilassa oikaisualueella

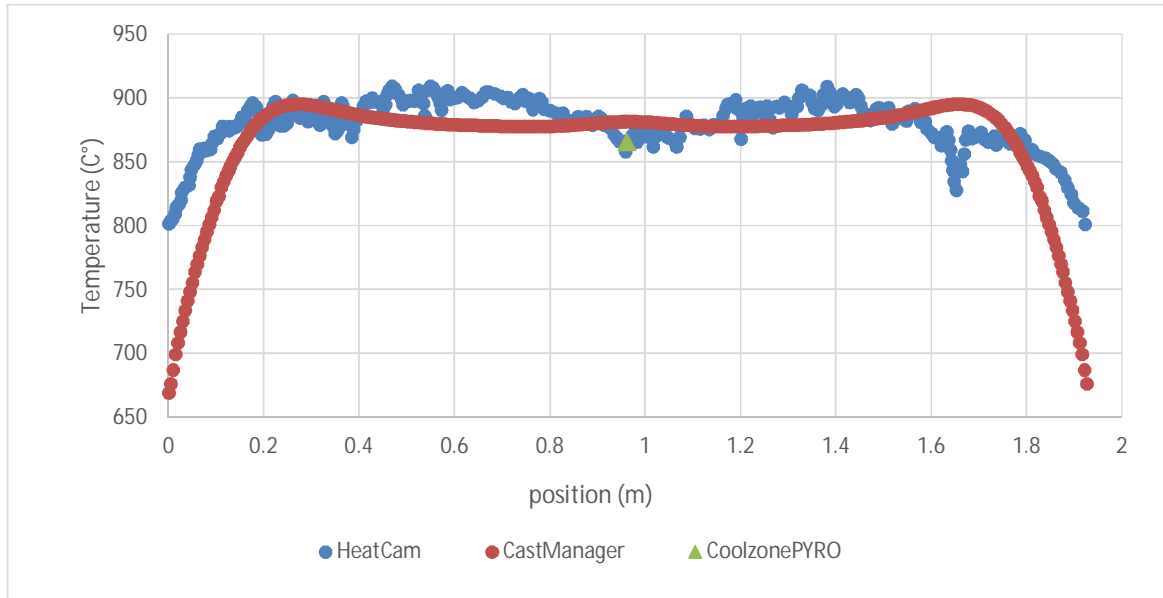


Kuva 7.3 Sulatuksen 11067 kolmannen esiaihion yläpinnan lämpötila oikaisualueella. Sinisellä skannaavan pyrometrin tulokset ja punaisella Cast Managerin simuloima lämpötilajakauma samalle alueelle. Aihion leveys on 1.3 metriä.

Kuvassa 7.3 on esitetty esiaihion yläpinnan lämpötila oikaisualueella steady-state tilassa. Huomataan, että esiaihion keskialueella simuloitu arvo poikkeaa noin 75 °C mitatusta. Yläkulmien lämpötilojen osalta simulaattorin ennuste ja mittaukset sopivat hyvin yhteen. Simuloitu lämpötilaprofiili ei ennusta mittauksissa havaittavan "lämpötilakuopan" syntymistä aihion pinnan keskialueelle. Steady-state – tilassa CastManager ennustaa siis liian korkean lämpötilan aihion yläpinnalle oikaisualueen keskellä. Tämä virhe esiintyi kaikissa oikaisualueen mittauksissa. Syynä voi olla se, että jäähdyttävän leidenfrost – ilmiön vaikutus on yliarvioitu. Leidenfrost-ilmiössä korkeissa lämpötiloissa vesijäähdytyksen teho laskee eristävän höyrykerroksen muodostumisen myötä. Tämä höyrykerros rikkoontuu valunauhan jäähdyttyä Leidenfrost-lämpötilan alapuolelle, jolloin jäähdytysteho kasvaa moninkertaiseksi. Toinen mahdollinen vaihtoehto on, että pyrometrin kalibrointi on virheellinen.



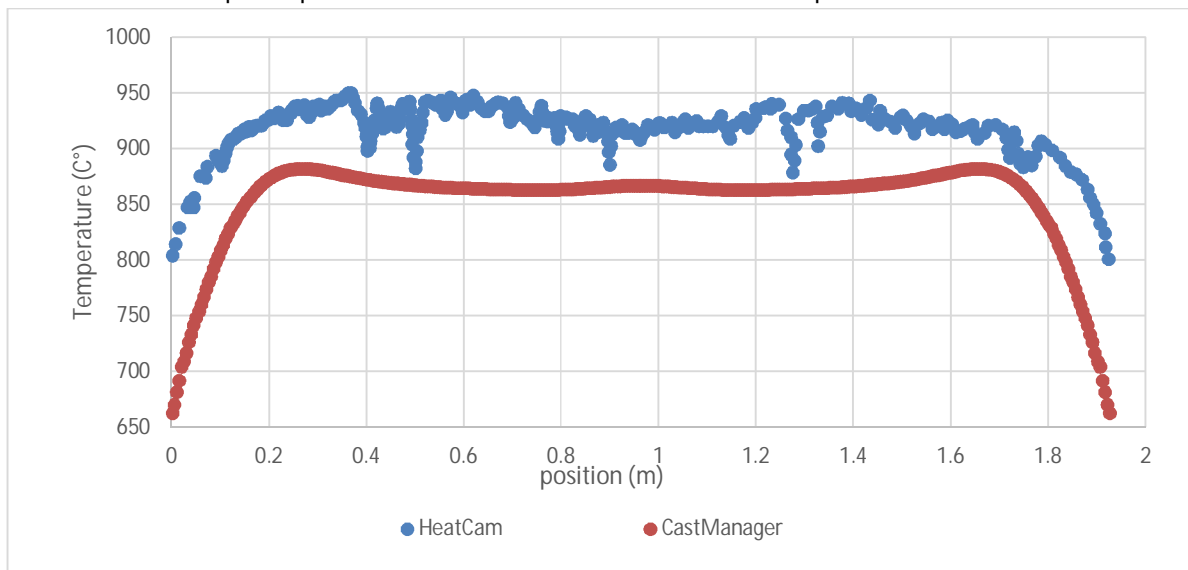
### 7.2.2. Lämpötilaprofiili Steady-state – tilassa valukoneen lopussa



Kuva 7.4 Sulatuksen 11052 kolmannen esiaihion lämpötilaprofiili valukoneen lopussa. Sinisenä on esitetty lämpökameramittaus. Punaisena näkyy CastManagerin ennuste. Vihreänä näkyy staattisen pyrometrin mittaus.

Kuvassa 7.4 on esitetty steady-state - tilan mitattu ja simuloitu lämpötilaprofiili valukoneen lopussa. Nähdään, että niin lämpökamera, simulaattori kuin staattinen pyrometrikin antavat samansuuntaisia tuloksia aihion keskialueella. Aihion reunalla ennustetun ja mitatun lämpötilan välinen ero kuitenkin kasvaa. Mielenkiintoiseksi tuloksen tekee se, että keskialueen mitattu ja ennustettu profiili ovat hyvin lähellä toisiaan valukoneen lopussa siitä huolimatta, että oikaisualueella ne poikkesivat vielä huomattavasti toisistaan.

### 7.2.3. Lämpötilaprofiili valun alituksessa valukoneen lopussa



Kuva 7.5 Sulatuksen 11052 ensimmäisen esiaihion mitattu ja simuloitu lämpötilaprofiili valukoneen lopussa. Sinisellä nähdään lämpökameran mittaus ja punaisella CastManagerin ennuste.

Kuvasta 7.5 nähdään, että valun aloituksessa simuloitu ja lämpökameralla mitattu lämpötilaprofiili ovat muodoiltaan samanlaisia. Lukema on kuitenkin noin 50 °C matalampi kuin mittausarvo koko esiaihion leveydeltä. Tähän on todennäköisesti syynä se, että CastManager käsittelee valun aloitusta poikkeuksellisella tavalla. Valun aloituksessa koko valunauhalle alustetaan lämpötila-alkuarvo. Tämä arvo on valittu ilmeisesti turhan matalaksi, koska se jäädyttää simulaatiossa valunaloitusta epärealistisen paljon.

## 8. Aihiotarkastusraporttien analyysi

Työtä varten analysoitiin SSAB Europe Oy, Raahen tehtaalta kerätty tarkastusraporttidata. Työn yhteydessä tarkastettiin noin 30 aihiota, minkä lisäksi analysoitiin noin 2000 aihiotarkastusraporttia ajalta 12.2011 - 3.2014. Tavoitteena oli määrittää, voidaanko halkeamistodennäköisyyttä ennakoida esiaihion leveyden, paksuuden tai mitatun koostumuksen perusteella. Tilastotietoja käytettiin myös validoimaan IDS: n laatuindeksejä.

### 8.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät

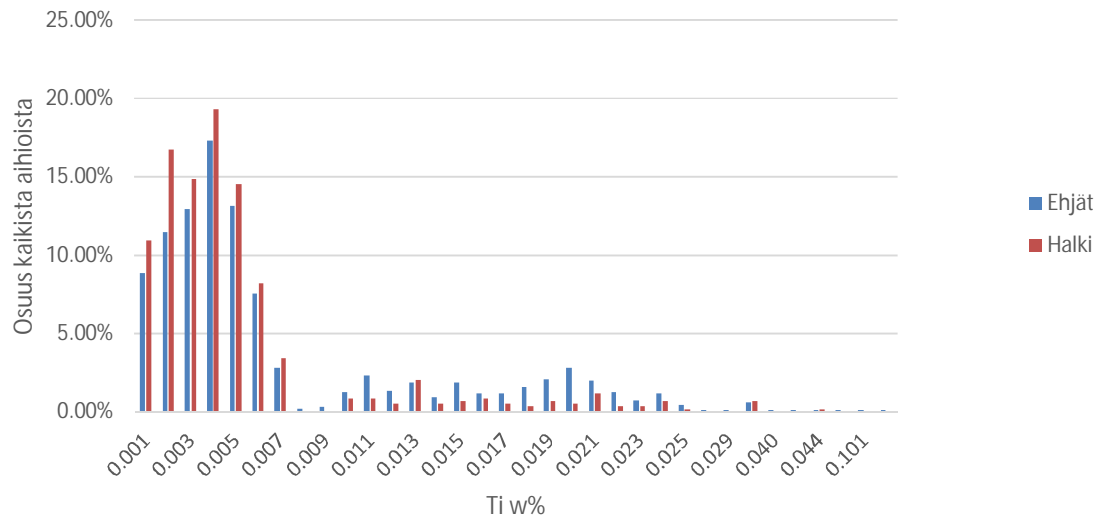
Aihiotarkastukset suoritettiin tarkastamalla aihioden pinnan laatu silmämääräisesti aihiohalleissa kunnostuksen yhteydessä. Tarkastus suoritettiin noin 30 aihiolle. Aihioista löytyneet halkeamat ja niiden sijainti kirjattiin ylös. Tarkastettujen aihioden tiedot lisättiin osaksi SSAB Europe Oy, Raahen tehtaalta saatua valmista tarkastusraporttidataa, joka sisälsi yli 2000 tarkastusta. Kaikkia tarkastusraportteja analysoitiin yhtenä kokonaisuutena.

Tarkastelun muuttujiksi valittiin koostumus ja aihioden ulottuvuudet. Aihiot jaettiin kahteen ryhmään: haljenneisiin ja ehjiin. Datasta rajattiin pois aihiot, joissa oli esiintynyt valuhäiriöitä, ylimääräisten muuttujien eliminoinemiseksi. Analyysi suoritettiin Microsoft Excel 2010 ohjelmalla.

### 8.2. Tulokset

Kuvasta 8.1 nähdään, että tarkastusdatan perusteella titaaniseostuksella oli yhteys aihioden pinnanlaatuun. Titaania sisältävissä ahiolaaduissa oli ehjiä aihioita huomattavasti haljenneita enemmän. Huomionarvoista on, että titaanin myönteinen vaikutus on havaittavissa erityisesti Nb-seostetuissa laaduissa, kuten nähdään kuvasta 8.2. Tyypillisesti nämä laadut ovat alttiimpia halkeamien muodostumiselle. Ahiolaadut, joissa tämä tulos havaittiin, on esitetty taulukossa Taulukko 2 Nb-Ti – seostetut ahiolaadut, joilla esiintyy poikkeuksellisen alhainen poikittaishalkeamatodennäköisyys Titaanin myönteiselle vaikutukselle löytyy perustelu kirjallisuudesta [35]. Titaanikarbonitridit erkautuvat korkeissa lämpötiloissa ja ehtivät kasvaa jatkuvavalussa isokokoisiksi, liittäen itseensä pienikokoisia erkaumia ympäristöstään. Tämä vähentää haitallisten pienien erkaumien lukumäärää rakeissa.

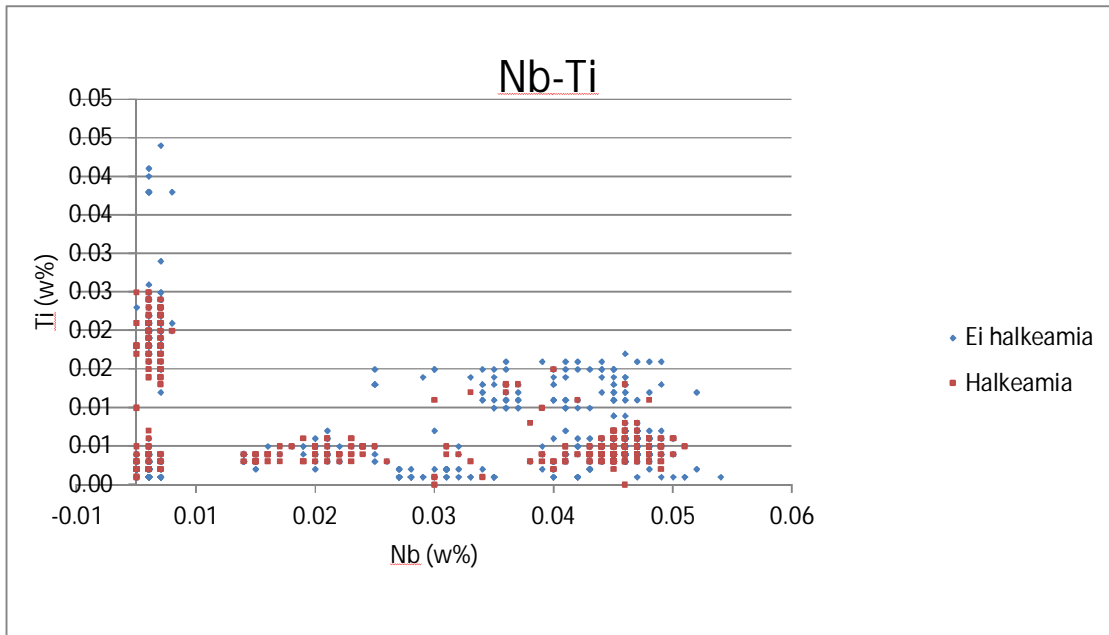
Toinen tilastodatasta saatu havainto oli, että aihion leveydellä on vaikutus halkeamisen todennäköisyyteen 210 mm paksuilla aihioilla, mikä nähdään kuvasta 8.3. Huomionarvoista on, että alle 1400 mm leveillä aihioilla ei esiintynyt yhtään poikittaishalkeamaa.



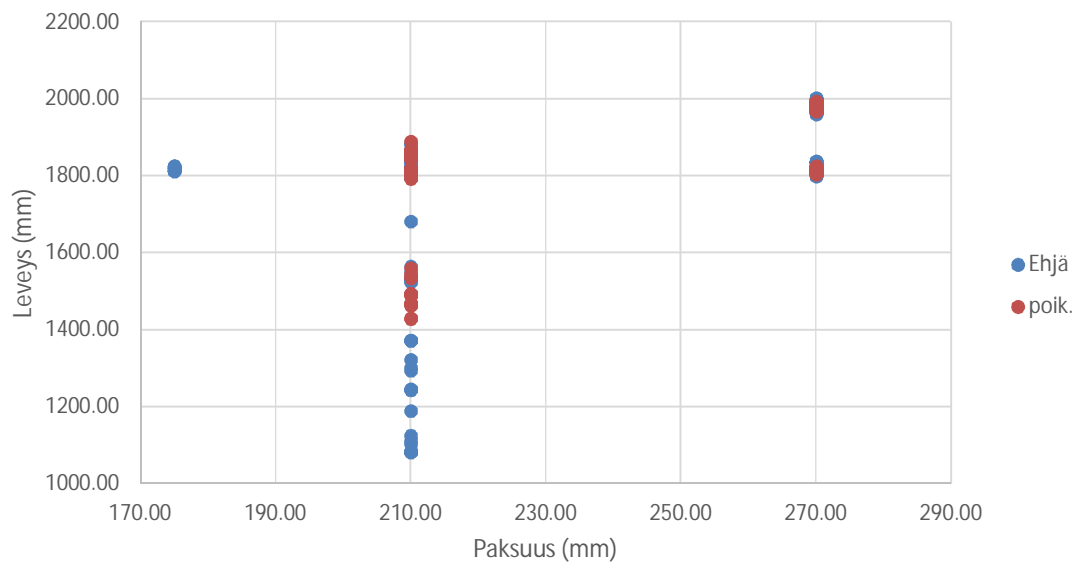
Kuva 8.1 Ehjen ja haljenneiden esiaihioiden suhteellinen osuus titaanipitoisuuden funktiona.

Taulukko 2 Nb-Ti – seostetut aihioalaadut, joilla esiintyy poikkeuksellisen alhainen poikittaishalkeamatodennäköisyys

Laatu	Määrä	Poikittaishaljenneita	Pitkittäishaljenneita	poik. %	Pitk. %
179	19	0	3	0	15.8
571	15	1	7	6.6	46.6
848	16	0	3	0	18.75
871	9	0	3	0	33.3
929	8	0	1	0	12.5



Kuva 8.2 Ehjien ja haljenneiden esiaihioiden titaani- ja niobipitoisuudet. Siniset pisteet edustavat koostumuksia, joissa halkeamia ei esiintynyt, kun taas punaisella on merkitty koostumukset, joissa esiintyi halkeamia.



Kuva 8.1 Ehjien ja haljenneiden esiaihioiden leveydet ja paksuudet millimetreinä.

## 9. Laatuindeksien validointi

IDS- laatuindeksien validoinnin tarkoituksena oli selvittää, onko laatuindeksien arvolla yhteyttä halkeamien esiintymistodennäköisyyteen. Tarkasteluun käytettiin kahta indeksiä:  $QI_{gbs}$  ja  $QI_{DIP}$ .  $QI_{gbs}$  ilmaisee raerajaliukumien aiheuttaman riskin ja  $QI_{DIP}$  esieutektoidisen ferriitin aiheuttaman riskin.

### 9.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät

IDS- laatuindeksejä todennettiin käyttäen hyväksi Cast Manager- ohjelmalla suoritettuja lämpötilasimulaatioita ja ahiotarkastusten halkeamatilastoja. SSAB Europe Oy, Raahen tehtaan ahiotarkastusdatasta valittiin yhteensä 20 sulatusta neljästä ahiolaadusta, joista kustakin valikoitiin kaksi ehjää ja kaksi poikittaisia halkeamia sisältävää ahiota. Halkeamien sijaintia ei huomioitu analyysissa.

Laatuanalyysia varten tarkasteltiin ahiopisteitä 1 cm etäisyydellä aihion reunasta ja 1 cm syvyydellä aihion pinnasta. IDS: ään syötettiin tämän materiaalipisteen jäähtymishistoria ja koostumus. IDS ei toistaiseksi kykene simuloimaan lämpötilan kasvua ahiiossa, joten simulaatioita varten jäähtymishistoriatietoja piti muokata siten, että ne vastaavat mahdollisimman hyvin simuloituja arvoja ilman, että pinnan lämpötilassa tapahtui nousua.

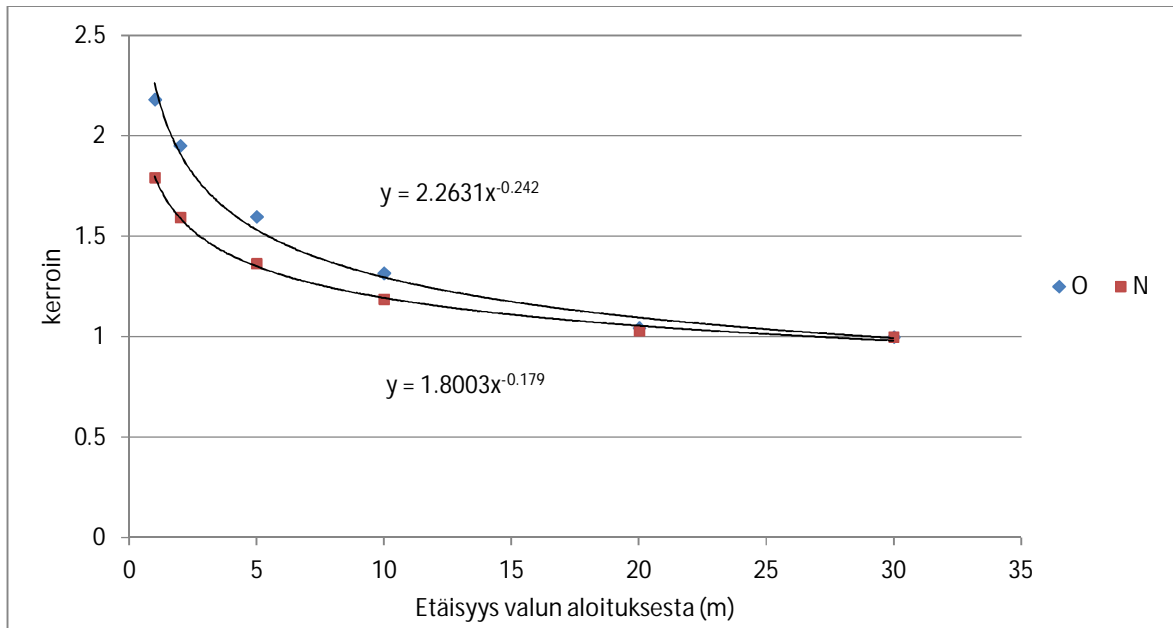
Koostumuksen arvona käytettiin valun yhteydessä mitattua koostumuksen arvoa kaikkien seosaineiden paitsi hapen ja typen osalta. Typen ja hapen arvoissa otettiin huomioon tarkasteltavan materiaalipisteen etäisyys valun aloituksessa. Kuten kuvasta 9.1 nähdään, on typen ja hapen määrä esiahiiossa lähes kaksinkertainen valun aloituksessa ja tasoittuu 30 metriä lähestyttäessä vakioarvoon. Kuvassa 9.2 on esitetty kulkukaavio koko laatuindeksien validointiprosessista. Se poikkeaa lämpötilamallin validoinnin prosessista ainoastaan viimeisen välivaiheen osalta, missä Cast Managerin tulostama lämpötilahistoria muokataan ja syötetään IDS: ään laatuanalyysia varten.

Laatuindeksien arvot kirjattiin ylös valun oikaisuvaiheen lämpötila-arvoilta ja ryhmitettiin 3D-pintakarttoihin esiintymislukumäärän perusteella. Tuloksia tarkasteltaessa tulee huomioida, että korkeat laatuindeksin arvot vastaavat korkeaa halkeamistodennäköisyyttä.

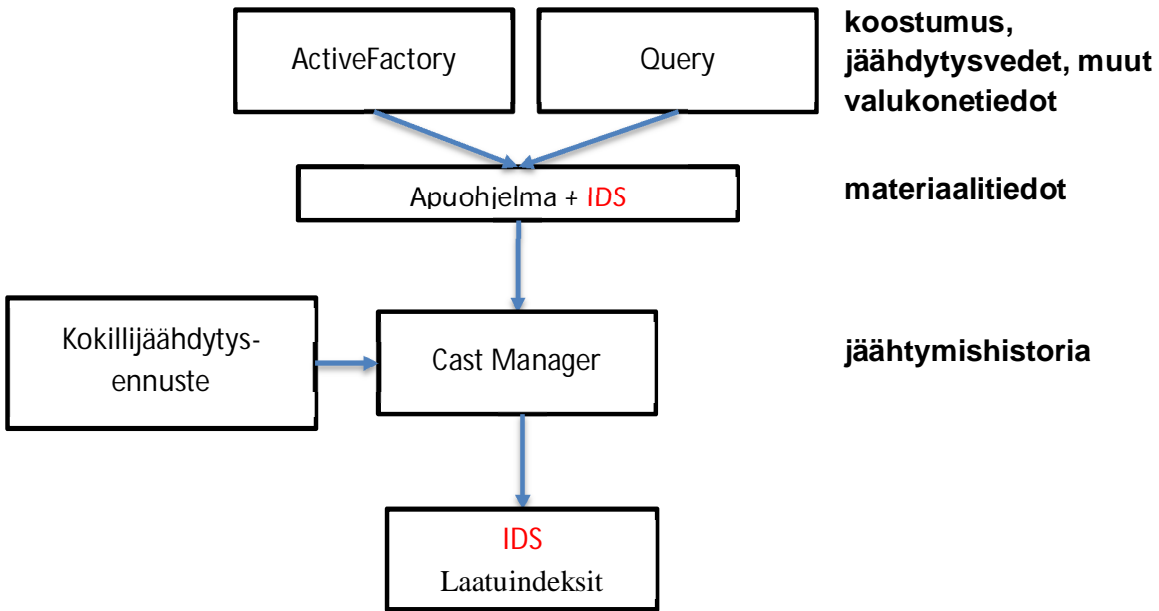
Taulukossa 3 on esitetty tutkittujen ahiolaatujen koostumuksia. Koostumusmittaukset on suoritettu kokillista, kun välisenkassa on jäljellä 2 tonnia terästä.

Taulukko 3 Laatuanalyysissa tutkittujen esiaihioiden mitattuja koostumuksia

Laatu	C	SI	MN	P	S	CR	NI	MO	CU	AL	N	NB	TI	V
0037	0.079	0.063	1.36	0.009	0.008	0.043	0.041	0.005	0.017	0.036	0.005	0.001	0.002	0.007
0561	0.168	0.46	1.44	0.013	0.002	0.081	0.055	0.018	0.022	0.03	0.004	0.042	0.004	0.011
0562	0.168	0.442	1.5	0.013	0.0012	0.051	0.038	0.005	0.021	0.031	0.0027	0.04	0.005	0.009
0566	0.152	0.456	1.42	0.014	0.0023	0.05	0.038	0.005	0.021	0.031	0.0043	0.041	0.005	0.013
0709	0.156	0.311	0.782	0.01	0.0001	0.293	0.089	0.209	0.022	0.039	0.005	0.001	0.023	0.007



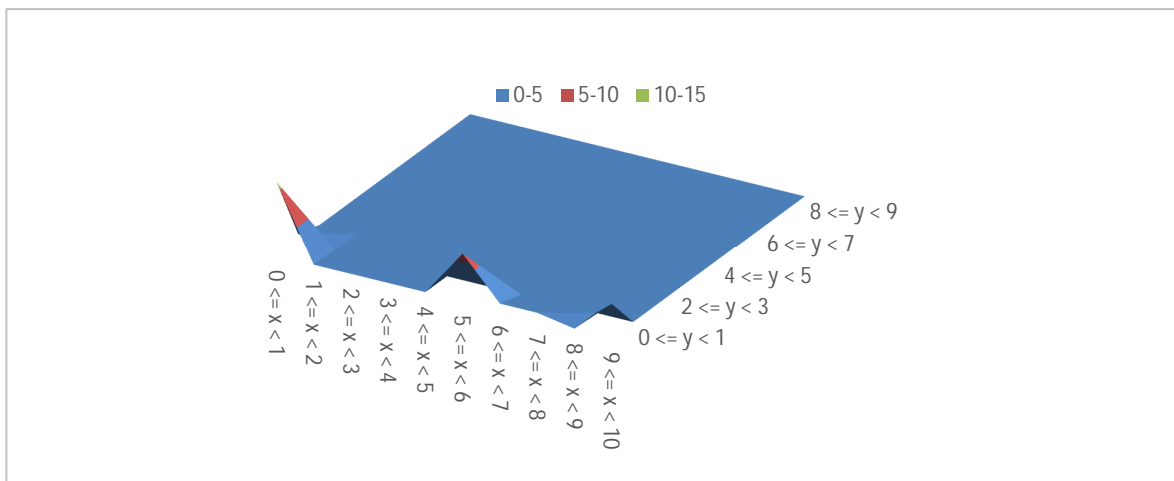
Kuva 9.1 Valuetäisyyden suhteellinen vaikutus typen ja hapen pitoisuuteen valunauhassa..



Kuva 9.2 Kulkukaavio IDS:n laatuindeksien validointiprosessille

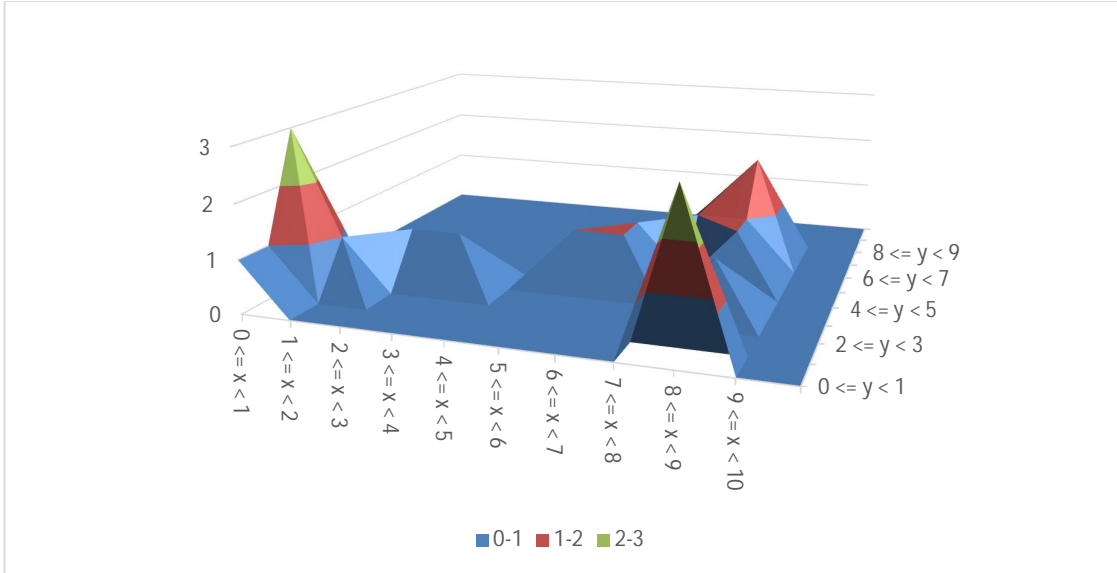
## 9.2. Tulokset

Kuvissa 9.3 – 9.8 on esitetty kuuden eri aihion ylänurkan tulokset laatuanalyysissä. Laatuanalyysissä verrattiin haljenneiden ja ehjien esiaihion saamia laatuindeksejä neljällä teräslaadulla oikaisualueella. Teräslaatujen koostumukset on esitetty taulukossa 3. Tulokset on esitetty kolmiulotteisina karttina, joissa Y-akselilla on esitetty indeksin  $QI_{DIP}$  arvo simuloidussa nurkan pisteessä kerrottuna kymmenellä, X-akselilla indeksin  $QI_{GBS}$  arvo kerrottuna kymmenellä ja pystyakselilla on esitetty kunkin arvoparin yleisyys simulaatiossa. Laatuindekseille on laskettu arvo jokaisessa oikaisualueen lämpötilassa asteen välein.

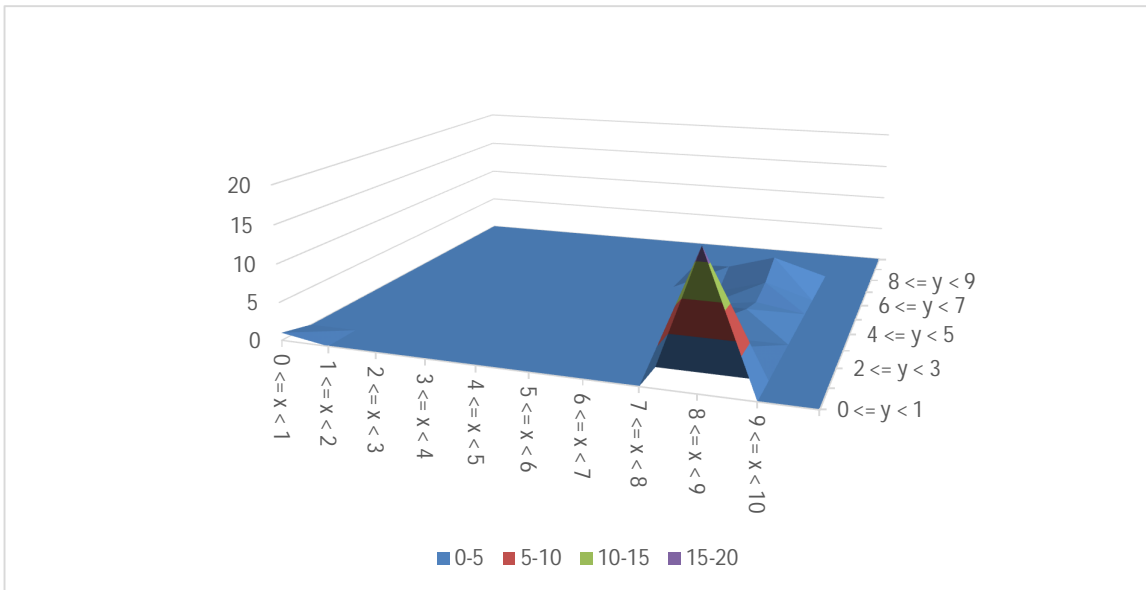


Kuva 9.1 Laadun 0037 ehjän esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}(x)$  ja  $QI_{DIP}(y)$  indeksien arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Nähdään, että yleisin arvo x: lle ja y: lle on välillä 0-1, eli halkeaman riski on simulaation mukaan ollut vähäinen.

Kuvassa 9.3 on esitetty ehjän 0037 laadun esiaihion laatuindeksit. Huomataan, että yleisin laatuindeksin arvo on nolla, joten laatuanalyysi onnistuneesti ennakoiti, että halkeamien riski on pieni. Kuvassa 9.4 on esitetty laatuanalyysin tulos aihiolle, jonka alapinnalla on tarkastuksen yhteydessä havaittu yksi tai useampi pintahalkeama. Nähdään että haljenneessa 0037 laadun aihiossa korkeita laatuindeksin arvoja on suhteellisesti paljon. Haljenneessa aihiossa  $QI_{DIP}$  indeksin arvo on suurimmaksi osaksi yli 0.5 ja lisäksi yli puolissa tapauksista indeksin  $QI_{GBS}$  arvo on yli 0.7, eli hyvin korkea.

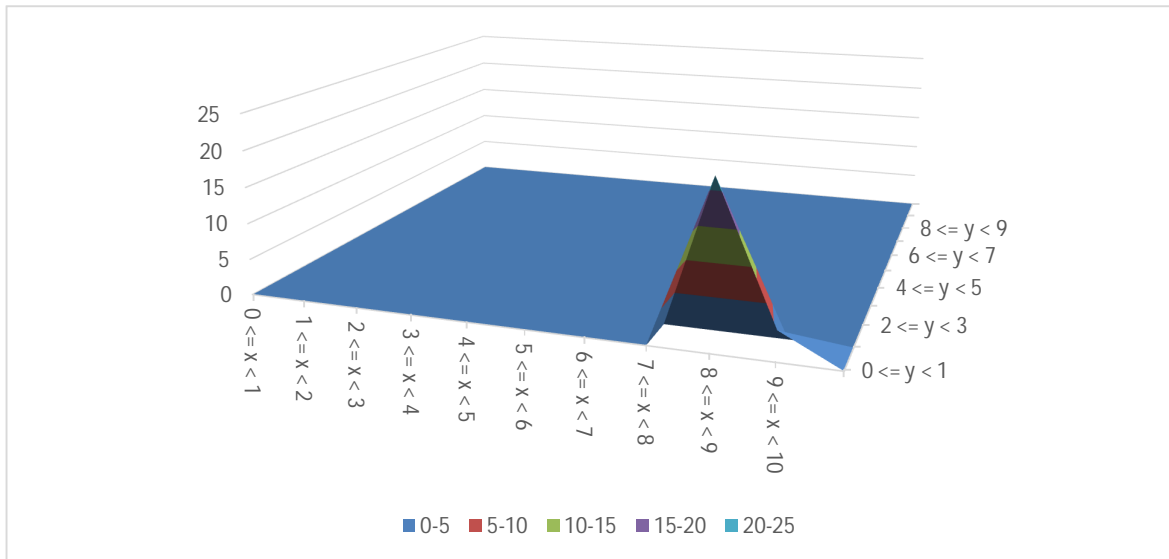


Kuva 9.2 Laadun 0037 alapinnalta haljenneen esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}$  ( $x$ ) ja  $QI_{DIP}$  ( $y$ ) arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Kartassa nähdään kolme piikkiä. Ensimmäinen sijaitsee matalan riskin alueella, mutta kaksi muuta kohonneen raerajaliukumisen riskin alueella. Kolmannessa piikissä myös esieutektoidisen ferriitin muodostama riski on ennustettu korkeaksi.



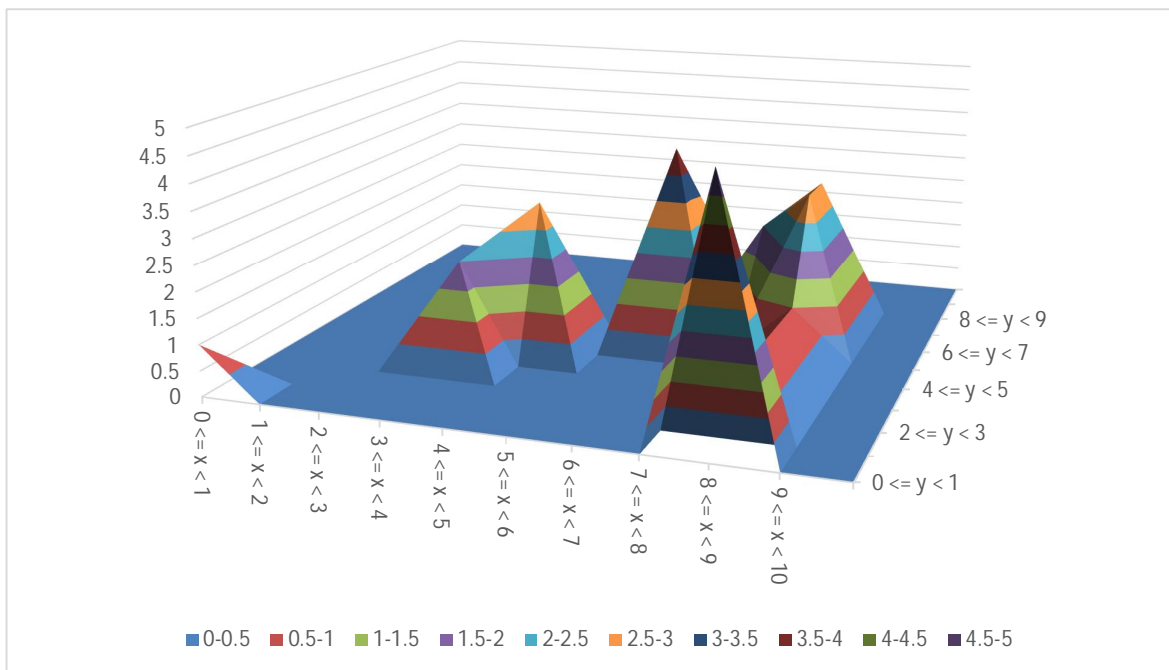
Kuvassa 9.3 Laadun 0561 ehjän esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}$  ( $x$ ) ja  $QI_{DIP}$  ( $y$ ) arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Vaikka kyseisestä aihioista ei ole havaittu halkeamia, on raerajaliukumisen laatuindeksi voimakkaasti koholla. Esieutektoidisen ferriitin riskin laatuindeksi  $QI_{DIP}$  arvioi pieneksi.



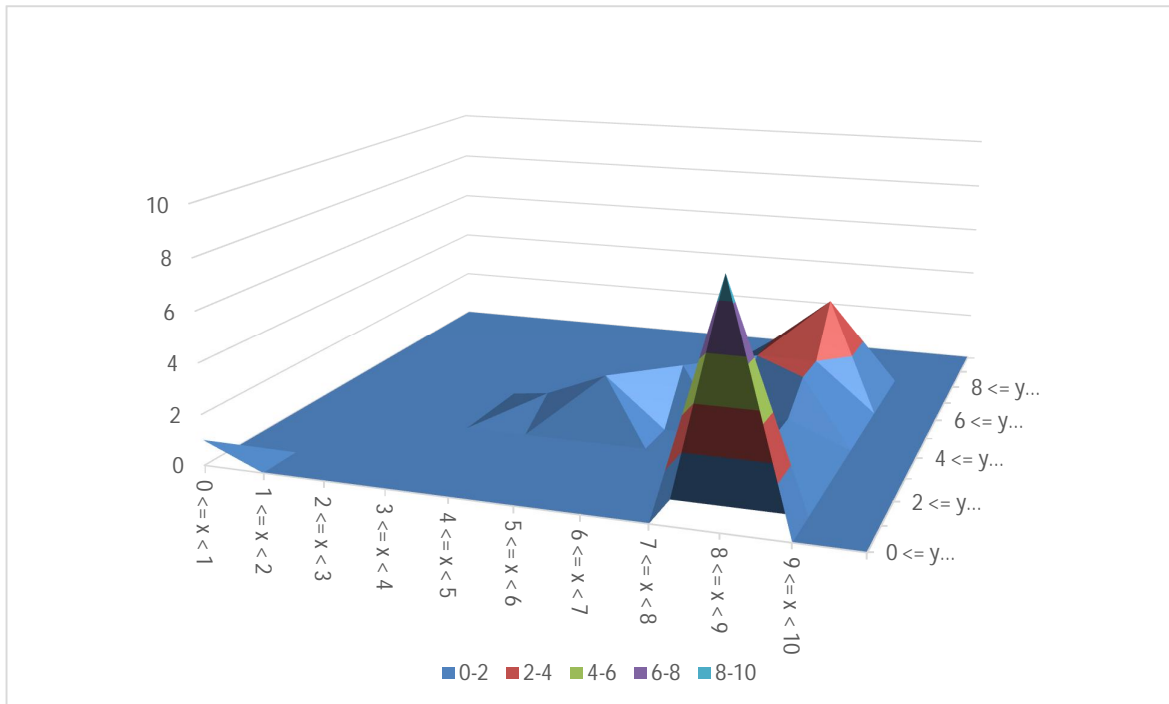


Kuva 9.4 Laadun 0562 alapinnalta haljenneen esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}$  ja  $QI_{DIP}$  arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Raerajaliukumisen ennustettu riski on suuri, mutta esieutektoidisen ferriitin muodostama riski simulaation mukaan olematon.

Nb-seostetuissa 0561 ja 0562 laaduissa raerajaliukumisen laatuindeksi on koholla yhtäläillä sekä haljenneissa että ehjissä aihioissa, kuten nähdään kuvissa 9.5 ja 9.6.  $QI_{DIP}$  arvo on näille laaduille enimmäkseen nolla.  $QI_{GBS}$  ja  $QI_{DIP}$  eivät siis 056X laaduissa ennakoineet onnistuneesti halkeamien syntyä.



Kuva 9.5 Laadun 0709 ehjän esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}$  ja  $QI_{DIP}$  arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Sekä raerajaliukumisen, että esieutektoidisen ferriitin arvioitu riski on korkea, mikä on ristiriidassa sen kanssa, että kyseisestä aihioista ei ole havaittu halkeamaa.



Kuva 9.8 Laadun 0709 alapinnalta haljenneen esiaihion oikaisualueen laatuindeksien  $QI_{GBS}$  ja  $QI_{DIP}$  indeksien arvot ryhmitettynä esiintymislukumäärän perusteella. Raerajaliukumisen ennustettu riski on suuri. Esieutektoidisen ferriitin muodostama riski on paikoittain koholla.

Kuvissa 9.7 ja 9.8 nähdään, että 0709 laadulla laatuindeksit saivat sekä ehjissä että haljenneissa aihioissa hyvin korkeita arvoja. Tämänkään laadun kohdalla eroa ei syntynyt suuria eroja ehjien ja haljenneiden laatuojen välille.

## 10. Elektronimikroskooppianalyysi

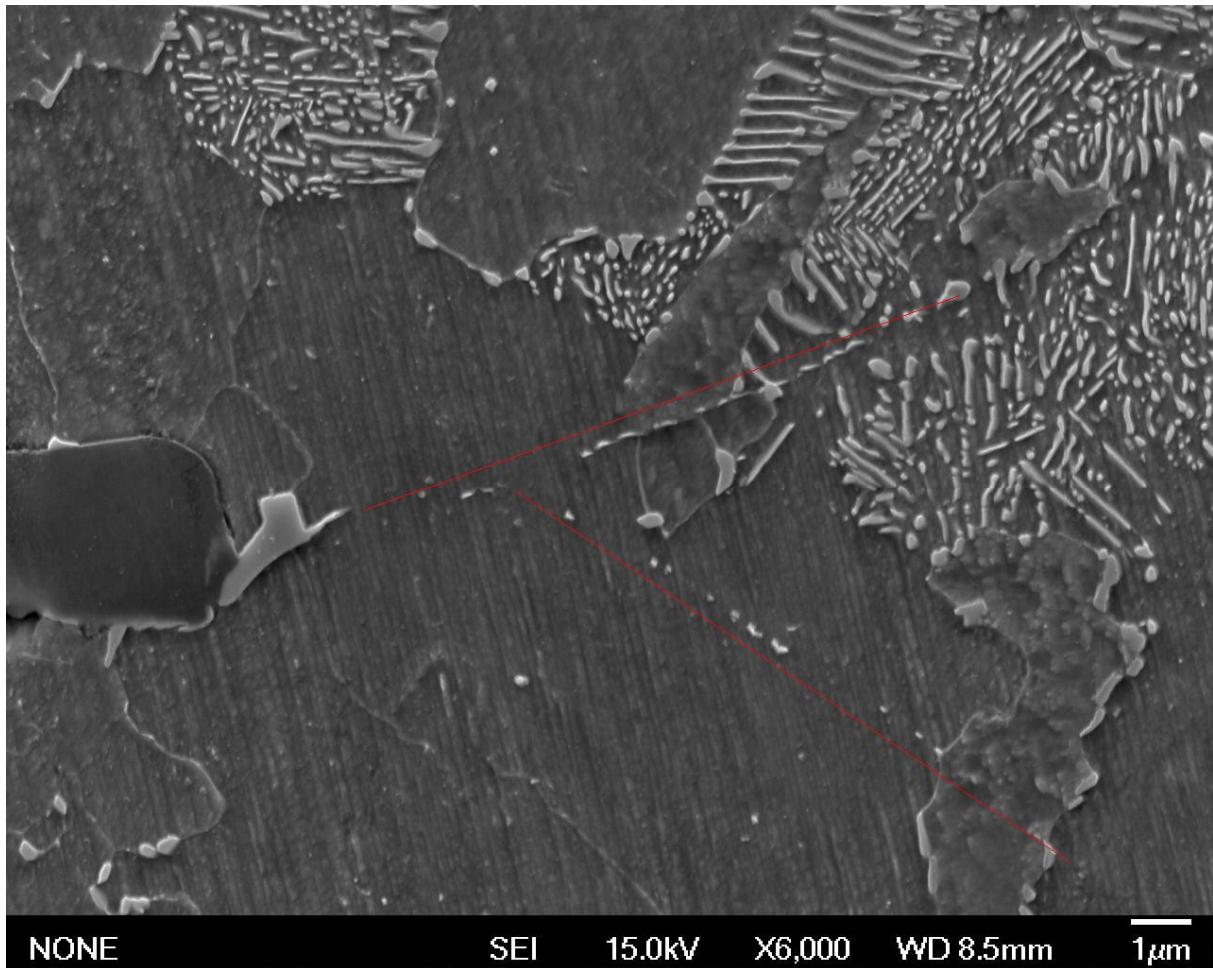
Elektronimikroskooppianalyysissa tarkasteltiin ehjän niobiseostaisen ja haljenneen matalaseostaisen esiaihion mikrorakenteita. Tarkoituksena oli löytää kuvista tuki kirjallisuudesta löytyneille halkeamien syntymekanismeille.

### 10.1. Tutkimusvälineet ja menetelmät

SEM-analyysi suoritettiin 16 aihionäytteelle, joista kahdeksassa esiintyi poikittaista pintahalkeamaa ja joista kahdeksan oli ehjiä. Ehjät aihionäytteet otettiin niobiseostetusta laadusta ja haljenneet näytteet matalaseosteisesta hiilimanganiteräksestä. Näytteet hiottiin, syövytettiin nitalilla ja kiillotettiin, minkä jälkeen mikrorakenne analysoitiin elektronimikroskoopilla. Ehjät aihionäytteet analysoitiin SSAB Europe Oy, Raahen tehtaan tutkimuskeskuksessa ja haljenneet näytteet Aalto-yliopiston metallurgian laboratoriossa. Kuvat otettiin sekundäärielektronisignaaliilla ja niissä havaittujen sulkeumien ja erkaumien koostumus määritettiin röntgenspektroskopiolla.

## 10.2. Tulokset

Kuvassa 10.1 on esitetty 6000-kertaisella suurennuksella otettu kuva ehjän niobiseosteisen aihion pinnan läheisyydestä. Näytteessä havaitaan alle mikrometrin kokoisia niobikarbidierkaumia ferriittifaasissa austeniitin perinnäisillä raerajoilla. Nauhojen vasemmalla puolella on mikrometriskaalan vaalea (Ti-Nb)C erkauma ja sen vasemmalla puolella tumma MnS-suotauma. Niobikarbidierkaumia ei tule sekoittaa perliittifaasin sementiittiin, joka on kuvissa saman sävyinen. Kuvan punaiset janat on piirretty niobikarbidipartikkelien rinnalle erottamisen helpottamiseksi.



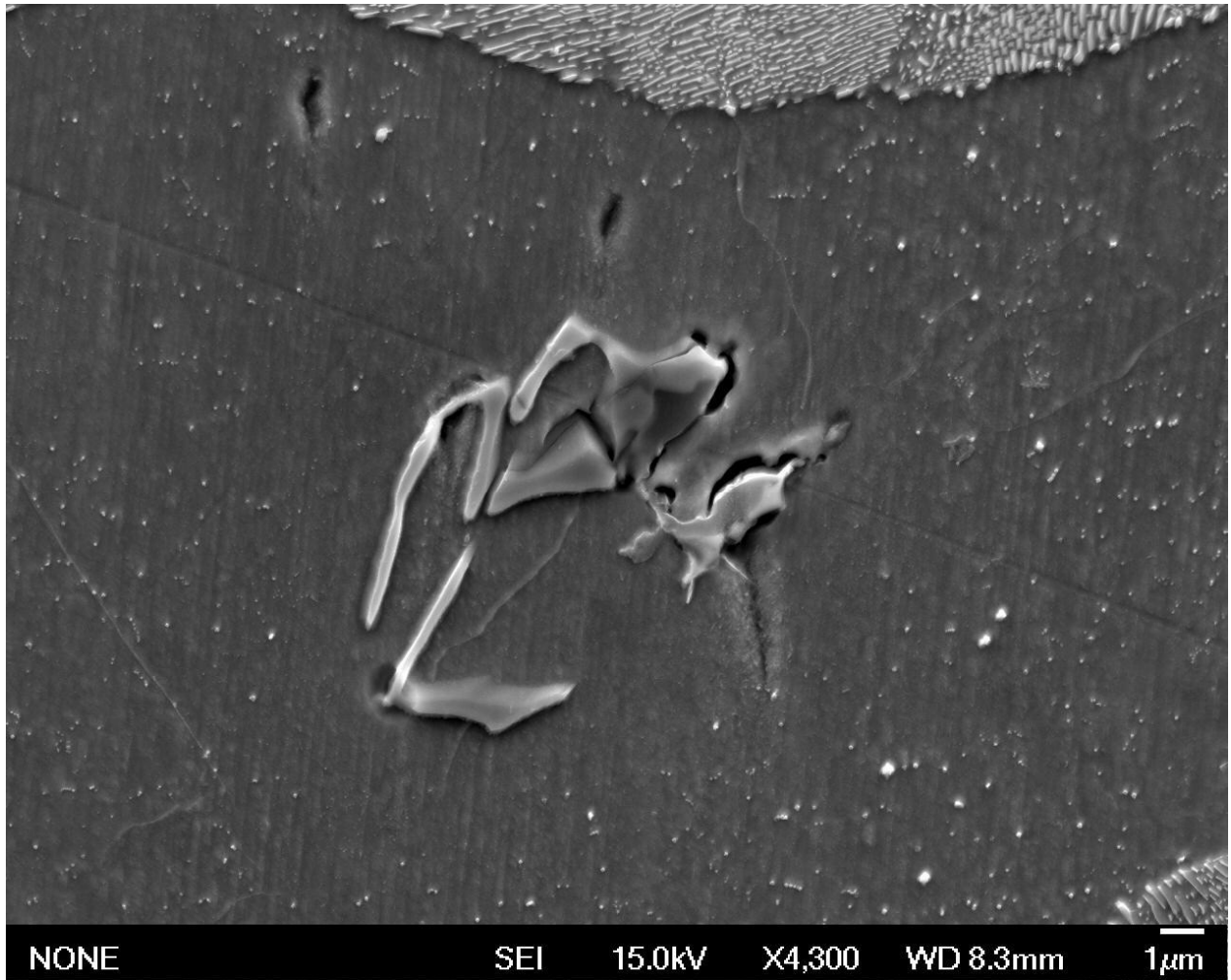
Kuva 10.1 Nauhamaisesti järjestäytyneitä NbC-erkaumia, vaalea pyöreäreunainen (Ti-Nb)C-erkauma ja tumma MnS-suotauma.

Kuvassa 10.2 on esitetty kuva titaani- ja niobikarbidierkaumista ferriitissä. Niobikarbidierkaumat sijaitsevat nauhana perinnäisellä austeniitin raerajalla. Nauha päättyy pyöreäreunaiseen usean mikrometrin kokoiseen (Ti,Nb)C-erkaumaan. Kuvasta nähdään, että erkaumien ydintyminen suosii raerajoja. Havaitaan myös, että titaanipitoiset erkaumat kasvavat isokokoisiksi ja pyöreäreunaisiksi, kun taas erkaumat, jotka eivät sisällä titaania, jäävät pieniksi.



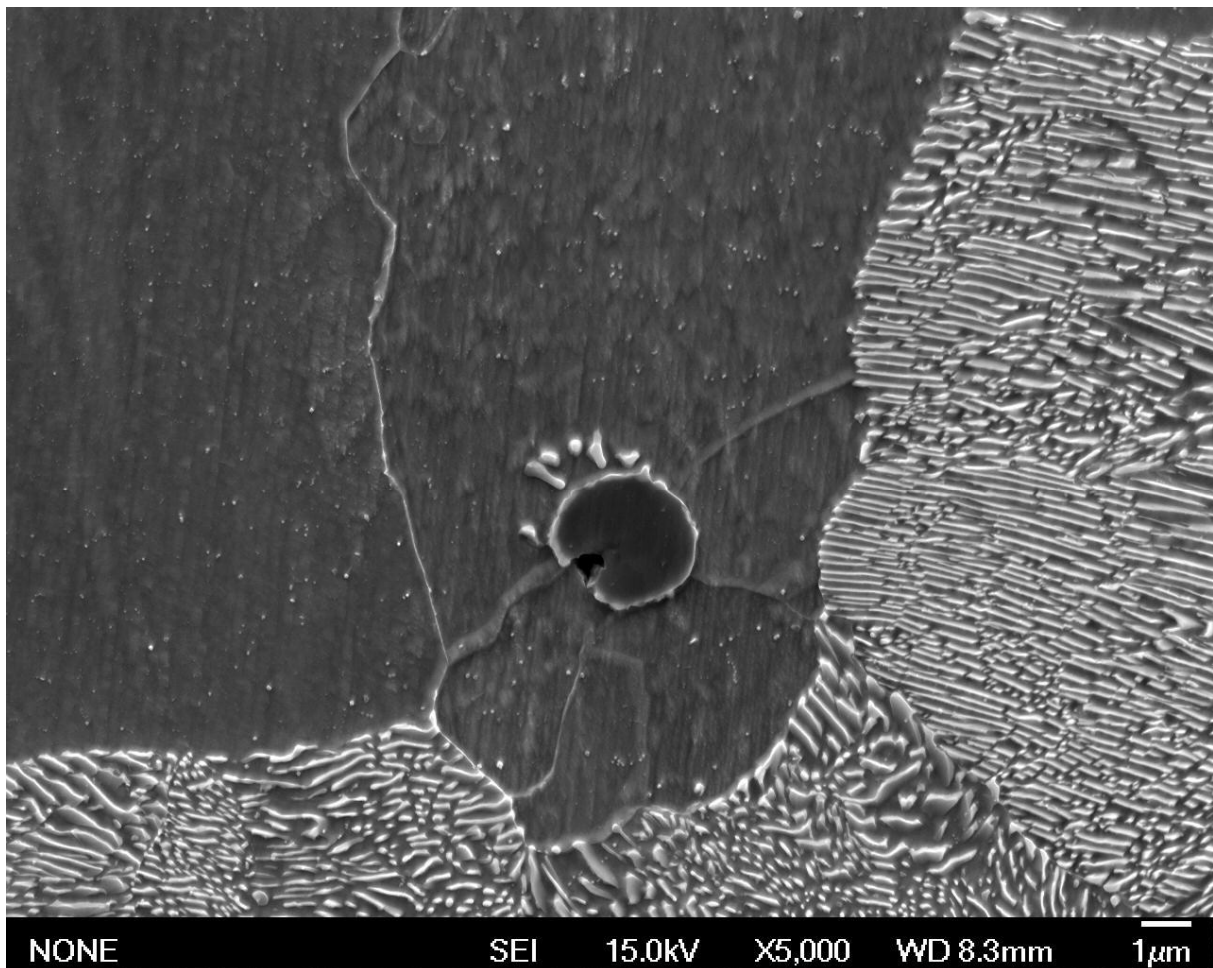
*Kuva 10.2 Pyöreäreunaisia usean mikrometrin kokoisia (Ti,Nb)C erkaumia ja jonossa esiintyviä NbC erkaumia.*

Kuvassa 10.3 nähdään 4300-kertaisella suurennuksella (Ti,Nb)C-erkauma, jota ympäröi noin viiden mikrometrin paksuinen erkaumavapaa alue. Voidaan havaita, miten titaani sitoo ympäristöstään niobia vaarattomiin isokokoiisiin erkaumiin. Halkeamien synnyn kannalta vaaralliset 25 nanometrinen kokoiset erkaumat ovat kuvassa kooltaan millimetrin kymmenesosan luokkaa, eli juuri ja juuri erotettavissa.



Kuva 10.3 (Ti-Nb)C- erkauma ja pieniä NbC – erkaumia

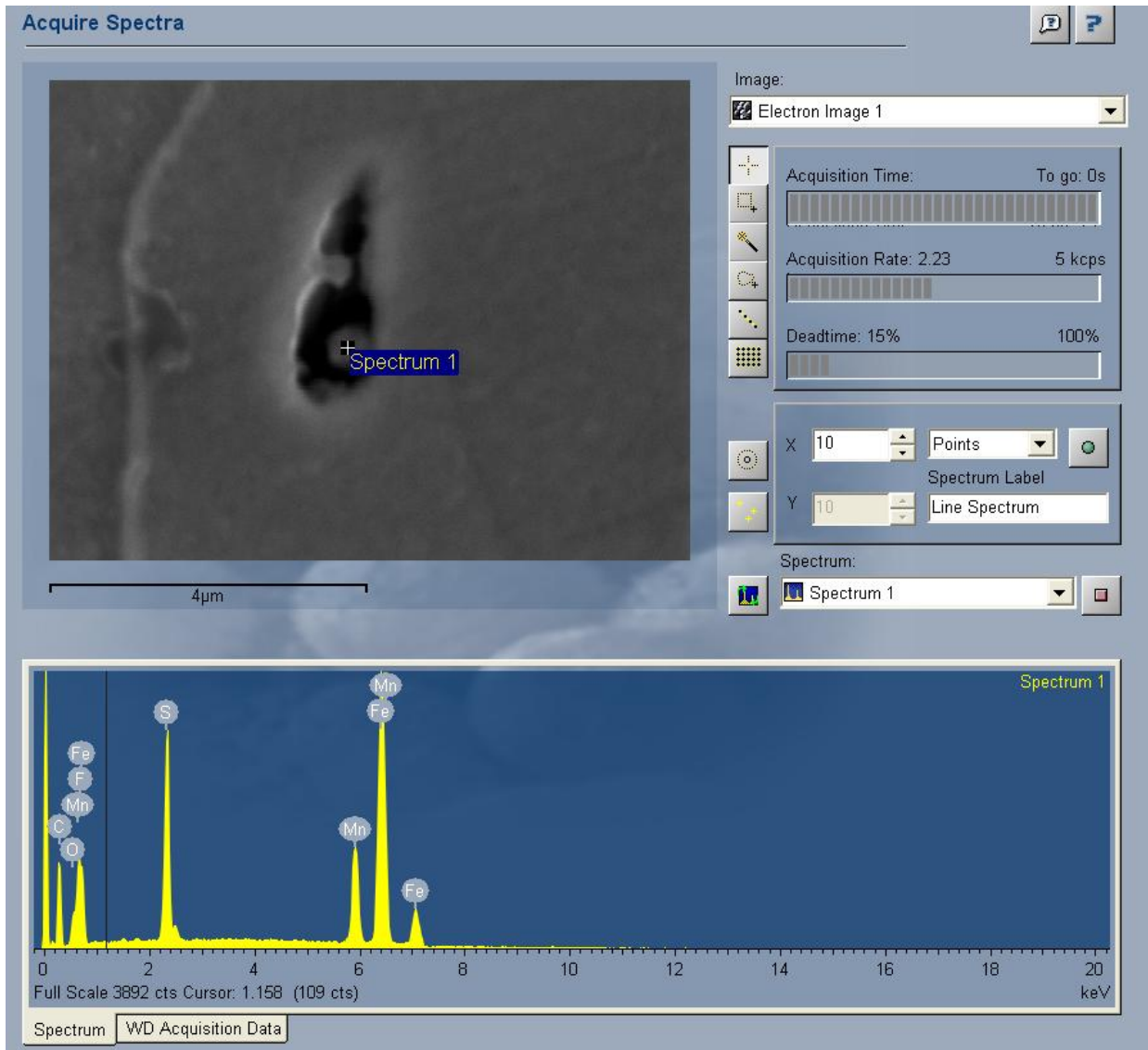
Kuvassa 10.4 on esitetty 5000-kertaisella suurennuksella MnS-suotauma ferriitissä, jonka ympärillä on NbC-erkaumia. Kuvasta nähdään, että mangaanisulfidi-suotaumapartikkelin ja teräksen välinen korkeaenerginen rajapinta suosii erkaumien ydintymistä ja kasvua.



*Kuva 10.4 Niobikarbidipartikkeleita mangaanisulfidisuotauman läheisyydessä.*



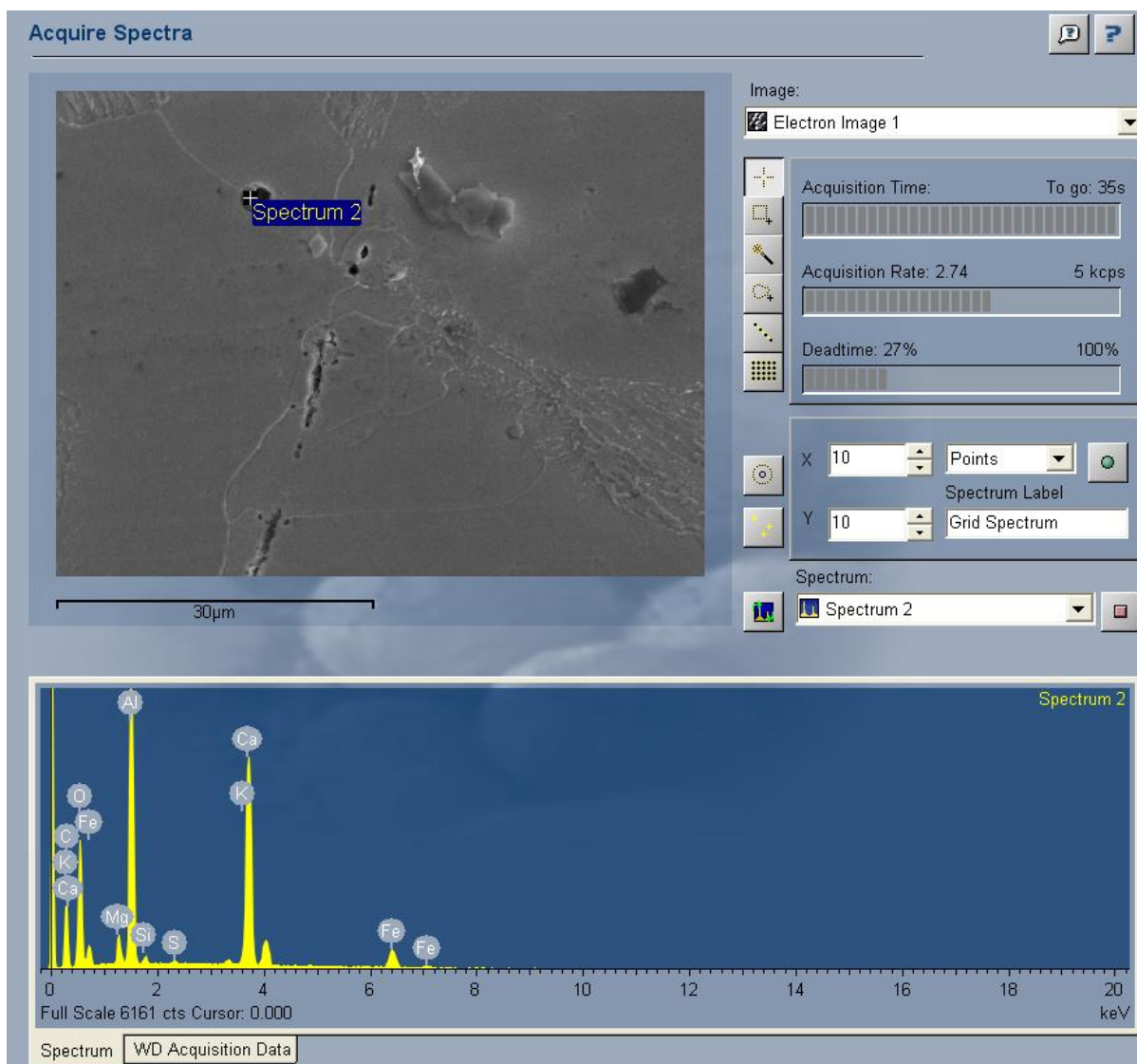
Kuvassa 10.5 on esitetty kuva INCA-ohjelmistolla suoritetusta EDS-analyysistä. Analyysin kohteena on haljenneen matalaseosteisen esiaiheen pintahuokonen. Esiaihe ei sisältänyt niobia tai titaania. Kuvankaltaisia mikroskooppisia eristyneitä huokosia on näytteessä suuri määrä. Ne sijaitsevat nauhana perinnäisen austeniitin raerajalla, kuten nähdään kuvassa 10.6. Huokosen yhteydessä on MnS-partikkeli, jonka voi olettaa toimineen huokosen ydintymispaikkana.



Kuva 10.5 Mangaanisulfidipartikkeli huokosen ydintymispaikkana haljenneessa aihionäytteessä

Kuvassa 10.6 on esitetty toinen INCA:n koostumusanalyysi matalaseosteisesta haljenneesta aihionäytteestä. Näytepala on samasta aihioista kuin kuvassa 10.5 analysoitu näyte. Kuvassa näkyy kalsiumaluminaattisuotauma, jonka pinnalle on ydintynyt huokonen. Lisäksi kuvassa on havaittavissa nauha eristetyksi jääneitä huokosia. Nauha ei kulje ferriitin raerajaa pitkin, mistä voidaan päätellä, että huokokset ovat muodostuneet austeniitin raerajalle ennen ferriitin muodostumista.

SEM-analyysissä tutkitut haljenneet aihionäytteet ovat täynnä mikrometriskaalan huokosia. Osassa näytettä huokokset olivat liittyneet yhteen ja avautuneet makroskooppisiksi halkeamiksi kuten kuvassa Kuva 3.4. Suurimmasta osasta huokosia ei havaittu suotaumia. Tämä voi johtua siitä, että huokosten läheisyyteen jääneet suotaumat ovat irronneet näytteen syövytyksessä tai siitä, että huokokset ovat muodostuneet raerajalle ilman erityistä ydintymispaikkaa.



Kuva 10.6 (Ca,Al,Mg)O suotauma huokosen ydintymispaikkana.



## 11. Johtopäätökset

### 11.1. Aihiotarkastusten tilastollinen analyysi

Aihiotarkastusten tilastollisesta analyysistä tehtiin kaksi havaintoa. Toinen on se, että titaanilla on myönteinen vaikutus niobiseostettujen ahiolaatujen kuumasitkeyteen. Tämä on kirjallisuuden perusteella selitettävissä sillä, että titaanikarbonitridierkaumat kasvavat isokokoisiksi ja toimivat suotuisana niobikarbonitridejen ydintymispaikkana, vähentää pienten haitallisten erkaumien määrää rakeen sisällä.

Voi kuitenkin olla, että parempi pinnanlaatu selittyy Nb-Ti – laatuihin käytetyllä erilaisella jäähdytysstrategialla muihin laatuihin nähden. On myös mahdollista, että havainto on vain tilastollinen oikku. Trendi päti kuitenkin viidelle Nb-Ti – seostetulle laadulle, joille oli suoritettu yhteensä yli 60 tarkastusta.

Toinen datasta tehty havainto on, että kapeilla 210 mm paksuisilla aihioilla halkeamia ei esiinny. Syy tähän saattaa olla geometriassa: leveissä aihioissa nurkat pääsevät jäähmettymään nopeammin kuin kapeissa, koska pinta-alan suhde tilavuuteen on isompi. Nurkkien nopea jäähtyminen painaa niiden lämpötilan alas kuumahaurausvyöhykkeille, missä halkeamisriski on korkea. Toisaalta havainto voi myös johtua sekoittavista muuttujista, joiden vaikutusta ei huomioitu. Saattaa olla, että kapeiden aihioiden ahiolaaduissa riskit halkeamiseen ovat muutenkin matalia. Myös erot jäähdytysvesimäärissä kapeiden ja leveiden aihioiden välillä voivat aiheuttaa eroja, joita ei tässä tutkimuksessa eritelty. Lisätutkimusta suositellaan näiden muuttujien vaikutuksen selvittämiseksi.

### 11.2. Lämpötilamallin validointi

Lämpötilasimulaatiossa tarkasteltiin kolmea eri vaihetta jatkuvavalmu. Yksi tarkastelun kohteista oli valunauhan yläpinnan lämpötila oikaisualueella kolmannen esiaihion kohdalla. Tuloksissa nähtiin, että aihion keskiosassa mittaukset näyttivät lämpötilakuopan muodostumista, mitä Cast Manager ei ennakoanut. Aihion reunalla pyrometrimittaukset ja simulaattorin tulokset vastasivat kuitenkin hämmästyttävän hyvin toisiaan.

Toinen tarkastelun kohteista oli kolmannen esiaihion lämpötila valukoneen lopussa. Tässä tarkastelussa simulaatio ja mittaukset vastasivat toisiaan erinomaisesti aihion keskialueella.

Kolmas mittaus suoritettiin ensimmäisestä esiahiosta valukoneen lopussa. Tässä mittauksessa simulaattorin lämpötilajakauma mukaili hyvin lämpökameramittauksen muotoa, mutta antoi noin 50 astetta liian matalia tuloksia.

Voidaan pohtia, miksi oikaisualueella simuloitu lämpötila on aihion keskialueella liian korkea ja reunoilla sopiva, mutta valukoneen lopussa otetuissa lämpökameramittauksissa keskialueen lämpötila on oikea, mutta reunojen lämpötila liian matala. Yksi mahdollisuus on, että oikaisualueen skannaava pyrometri antaa liian alhaisia lukemia. Tämä on mahdollista, jos vesisuihku valukoneessa häiritsee mittausta. Tämä ei kuitenkaan selitä, miksi simulaatio antaa aihion nurkalle valukoneen lopussa matalamman lämpötilan kuin

lämpökameramittaus. Mahdollinen selitys on, että parametrit, joilla lasketaan jäähdytysveden jäähdytystehoa huomioivat niin kutsutun leidenfrost-ilmion liian voimakkaaksi. Leidenfrost on nimi ilmiölle, joka vaikuttaa vesijäähdytyksen tehoon korkeissa lämpötiloissa. Leidenfrost-pisteen yläpuolella vesisuihku höyrystyy ja muodostaa eristävän höyrykerroksen aihion pinnalle hidastaen lämmönsiirtoa. On mahdollista, että parametreja korjaamalla voidaan saada sekä aihion pinnan keskialueen että reunan lämpötilan simulaatiot vastaamaan mittauksia koko valun pituudelta. Nurkkien jäätymishistorian täsmällinen ennustaminen on kaikista tärkeintä, sillä ne ovat yleisin esiintymispaikka pintahalkeamille.

Kolmas mittaus suoritettiin lämpökameralla ensimmäisen esiaihion yläpinnasta valukoneen lopusta. Selvisi, että lämpötilaprofiili vastaa hyvin mitatun aihion pinnan lämpötilan muotoa, mutta on noin 50 °C liian matala. Tähän löytyy yksi mahdollinen selitys valun aloituspään reunaehtoon määrittelystä. Tällä hetkellä Cast Managerissa valun aloituspääty koostuu 500 °C lämpöisistä solmuista, joihin aihioista pääsee siirtymään lämpöä johtumalla. Voi olla, että tämä reunaehto aiheuttaa liian voimakkaan jäätymisen valun aloituksessa.

### 11.3. Laatuindeksien validointi

Laatuanalyysi onnistui ennustamaan halkeamien syntyä matalaseosteisella teräksellä, mutta niobiseosteisilla teräksillä ennustukset olivat puutteellisia. Validointi kohtasi kuitenkin haasteita, joiden vuoksi lisämittausten suorittaminen olisi suotavaa. Lämpötilamittauksia kyettiin suorittamaan aihioista yksinomaan yläpuolelta. Tämä on merkittävää, koska aihiotarkastusdataa analysoitaessa huomattiin, että kaikki havaitut poikittaiset pintahalkeamat löytyivät aihion alapinnalta eivätkä yläpinnalta. Koska aihion alapinta joutuu venytysjännityksen kohteeksi taivutusalueella eikä oikaisualueella, on myös oikaisualueen valinta validoinnin ja analyysin kohteeksi väärä. Luotettavan validoinnin takaamiseksi pitäisi pyrometrimittaukset suorittaa taivutusalueelta (etäisyydeltä 2.73-4.31 metriä meniskuksesta) alapinnalta ja simulaattorit parametrisoida tämän alueen mittausten perusteella.

### 11.4. Elektronimikroskooppianalyysi

Sekundäärielektronimittauksilla saaduista kuvista havaittiin, että erkaumien ydintyminen ja kasvu suosii austeniitin raerajoja ja titaani-partikkeleja. Titaani-partikkelit ja raerajat sitovat erkaumia ympäristöstään muodostaen erkaumavapaan alueen. Tilastollisessa analyysissä havaittu titaanin suotuisa vaikutus pintahalkeamaherkkyyteen voi selittyä titaani(nitro)karbidipartikkelien kyvyllä sitoa niobipartikkeleja. Tätä tukevat kirjallisuus, tilastodata ja elektronimikroskooppikuvat. Suuria erkaumia havaittiin myös sulfidipartikkelien läheisyydestä.

Kuumaherkkyyden kannalta erityisen haitalliset niobikarbidipartikkelit ovat alle 20 nm kokoisia. Nämä esiintyvät kuvissa alle millimetrin kymmenesosan kokoisina, eli ne ovat hädin tuskin havaittavissa. Hidastamalla jäähdytystä erkaumien ydintymislämpötilassa (1300 °C) voidaan antaa niobipartikkeleille enemmän kasvuaikaa, minkä pitäisi vähentää alttiutta poikittaisille pintahalkeamille.

Haljenneessa hiilimanganiseostetussa teräksessä halkeamat näyttivät muodostuneen perinnäiselle austeniitin raerajalle. Tästä voidaan päätellä, että ne muodostuivat ennen austeniitin hajaantumista eli yli 700° asteen lämpötilassa. Halkeamat syntyivät eristettyinä mikrohuokosina, jotka kasvoivat yhteen makrohalkeamiksi. Huokosten läheisyydestä ei havaittu vieraita partikkeleja tai muuta, mikä selittäisi ydintymispaikan sijainnin. Tämä voi johtua siitä, että ydintymiselle otolliset sulfidisulkeumat ovat lienneet näytteen käsittelyssä.

## 12. Jatkokehitysehdotukset

Laatuennustuksen toiminnan kannalta on ensisijaista hioa mallien parametreja, jotta saadaan mittaustuloksia moitteettomasti vastaava lämpötilajakauma ennustettua. Tämän jälkeen voidaan IDS: n laatuindeksejä alkaa optimoida aihiotarkastusdatan perusteella. Hiottavia parametreja ovat leidenfrost-ilmion vaikutus sekundäärijäähdetykseen, ilmaraon vaikutus kokillin jäähdetykseen ja vesisuuttimien paineen ja suihkun kulman vaikutus sekundäärijäähdetykseen. Laatuindeksien parametrien kehittämistä varten tarvitaan kattavampia mittauksia. Tällä hetkellä dataa saadaan ainoastaan aihion yläpinnalta oikaisualueelta ja valun lopetuksesta. Mittauksia tulisi suorittaa erityisesti aihion alapinnalta taivutusalueelta, koska se on todennäköisin sijainti alapinnan pintahalkeamien muodostumiselle.

Kun laatuindekseillä voidaan luotettavasti ennustaa aihion pinnanlaatua, siirrytään seuraavaan vaiheeseen. Voidaan alkaa suunnitella ja optimoida jatkuvavalun jäähdytysvesimääriä käyttäen laatuindeksejä apuna. Erityisesti tästä koituisi hyötyä uusille teräslaaduille, joiden kuumahaurauskäytöksestä ei ole aikaisempaa käytännön kokemusta.

### 13. Lähdeviitteet

- [1] B. Mintz, "Importance of Ar<sub>3</sub> temperature in controlling ductility and width of hot ductility trough in steels, and its relationship to transverse cracking," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 12, no. February, pp. 132–138, 1996.
- [2] J.-S. Zhang, *High Temperature Deformation and Fracture of Materials*, 1st ed. Woodhead Publishing, 2010, p. 384.
- [3] B. Mintz, S. Vue, and J. J. Jonas, "Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting," *Int. Mater. Rev.*, vol. 36, no. 5, p. 187, 1991.
- [4] Y. Konishi, "Modelling of the formation of longitudinal facial cracks in the Continuous Casting of Steel Slabs," *Univ. Br. Columbia*, 1996.
- [5] D. N. Crowther, "The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting," *Vanitec Symp. Proc. - Use Vanadium Steel*, pp. 99–131, 2001.
- [6] S. Mazumdar and S. K. Ray, "Solidification control in continuous casting of steel," *Sadhana*, vol. 26, no. April, pp. 179–198, 2001.
- [7] K. R. Carpenter, R. Dippenaar, and C. R. Killmore, "Hot Ductility of Nb- and Ti-Bearing Microalloyed Steels and the Influence of Thermal History," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 40, no. 3, pp. 573–580, Jan. 2009.
- [8] R. Raj and M. F. Ashby, "Intergranular fracture at elevated temperature," *Scripta Metallurgica*, vol. 9, p. xv, 1975.
- [9] M. H. Yoo and H. Trinkaus, "Crack and cavity nucleation at interfaces during creep," *Metall. Trans. A*, vol. 14, no. 3, pp. 547–561, 1983.
- [10] R. G. Stanley, "Creep Fracture in some low-alloy steels," 1978.
- [11] a Fernandez, P. Uranga, B. Lopez, and J. Rodriguezibabe, "Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb–Ti microalloyed steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 361, no. 1–2, pp. 367–376, Nov. 2003.
- [12] A. Evans, "Deformation and failure caused by grain boundary sliding and brittle cracking," *Acta Metall.*, vol. 8, 1980.
- [13] M. E. Kassner and T. A. Hayes, "Creep cavitation in metals," *International Journal of Plasticity*, vol. 19, pp. 1715–1748, 2003.
- [14] Y. Maehara and K. Yasumoto, "Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon low alloy steel slabs," *Mater. Sci. ...*, vol. 6, no. September, 1990.
- [15] B. Santillana, D. G. Eskin, R. Boom, and L. Katgerman, "Effect of V and N on the microstructure evolution during continuous casting of steel," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 27, p. 012059, Jan. 2012.

- [16] V. Ploshikhin, a. Prihodovsky, and a. Ilin, "Experimental investigation of the hot cracking mechanism in welds on the microscopic scale," *Front. Mater. Sci.*, vol. 5, no. 2, pp. 135–145, May 2011.
- [17] Y. Won and B. G. Thomas, "Simple Model of Microsegregation Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels," 2000.
- [18] B. Korojy, H. Nassar, and H. Fredriksson, "Hot crack formation during peritectic reaction in steels," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 37, pp. 63–72, 2010.
- [19] T. W. Clyne, M. Wolf, and W. Kurz, "The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting," *Metall. Trans. B*, vol. 13, pp. 259–266, 1982.
- [20] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2004, p. 574.
- [21] P. A. Manohar, M. Ferry, and T. Chandra, "Five Decades of the Zener Equation.," *ISIJ International*, vol. 38, pp. 913–924, 1998.
- [22] R. Dippenaar, "Transverse surface Cracks in Continuously Cast Steel Slabs, Oscillation Marks and Austenite Grain Size," *Mater. Sci. Forum*, vol. 638–642, pp. 3603–3609, 2010.
- [23] D. N. Crowther and B. Mintz, "Influence of grain size on hot ductility of plain C–Mn steels," *Materials Science and Technology*, vol. 2, pp. 951–955, 1986.
- [24] T. Gladman and D. Dulieu, "Grain-size control in steels," *Met. Sci.*, no. November, pp. 167–175, 1974.
- [25] V. K. Rao, D. M. R. Taplin, and P. R. Rao, "The grain size dependence of flow and fracture in a Cr-Mn-N austenitic steel from 300 to 1300K," *Metall. Trans. A*, vol. 6, pp. 77–86, 1975.
- [26] B. Mintz, "Understanding the low temperature end of the hot ductility trough in steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 24, no. 1, pp. 112–120, Jan. 2008.
- [27] R. Dippenaar, C. Bernhard, S. Schider, and G. Wieser, "Austenite Grain Growth and the Surface Quality of Continuously Cast Steel," *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 45, no. 2, pp. 409–418, Apr. 2013.
- [28] K. Xu, B. G. Thomas, M. S. Dyer, J. G. Speer, and D. K. Matlock, "Model of Microalloy Precipitation during Continuous Casting and Reheating," pp. 1–11, 2011.
- [29] M. Perez, E. Courtois, D. Acevedo, T. Epicier, and P. Maugis, "Precipitation of niobium carbonitrides in ferrite: chemical composition measurements and thermodynamic modelling," *Philos. Mag. Lett.*, vol. 87, no. 9, pp. 645–656, Sep. 2007.
- [30] Y. Chen, D. Zhang, Y. Liu, H. Li, and D. Xu, "Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels," *Mater. Charact.*, vol. 84, pp. 232–239, Oct. 2013.
- [31] Reppich, *Plastic Deformation and Fracture of Materials*. Vch Pub, 1992.
- [32] J. W. Martin, *Precipitation Hardening*. Butterworth-Heinemann, 1998.

- [33] J. Wadsworth, O. A. Ruano, and O. D. Sherby, "Denuded Zones , Diffusional Creep , and Grain Boundary Sliding," vol. 33, no. February, pp. 219–229, 2002.
- [34] B. Mintz, "The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking.," *ISIJ International*, vol. 39. pp. 833–855, 1999.
- [35] B. Mintz and D. N. Crowther, "Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting," *Int. Mater. Rev.*, vol. 55, pp. 168–196, 2010.
- [36] G. Qian, G. Cheng, and Z. Hou, "Effect of the Induced Ferrite and Precipitates of Nb–Ti Bearing Steel on the Ductility of Continuous Casting Slab," *ISIJ Int.*, vol. 54, no. 7, pp. 1611–1620, 2014.
- [37] B. Mintz and J. J. Jonas, "Influence of strain rate on production of deformation induced ferrite and hot ductility of steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 10, no. 8, pp. 721–727, 1994.
- [38] C. OUCHI and K. MATSUMOTO, "Hot ductility in Nb-bearing high-strength low-alloy steels.," *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 22. pp. 181–189, 1982.
- [39] J. Miettinen, "Mathematical quality indexes for solidifying steels," 2014.
- [40] R. Saraswat, D. M. Maijer, P. D. Lee, and K. C. Mills, "The Effect of Mould Flux Properties on Thermo-mechanical Behaviour during Billet Continuous Casting," *ISIJ Int.*, vol. 47, no. 1, pp. 95–104, 2007.
- [41] M. Militzer, A. Giumelli, E. B. Hawbolt, and T. R. Meadowcroft, "Austenite Grain Growth Kinetics in Al-Killed Plain Carbon Steels," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 27, pp. 3399–3409, 1996.
- [42] K. Xu, "Multiphase particle-size-grouping model of precipitation and its application to thermal processing of microalloyed steel," University of Illinois, 2013.
- [43] H. Homma, N. Mori, and K. Shinmyo, "A mechanism of high temperature cracking in steel weld metals," *Weld. J.*, vol. 59, no. 9, p. 277, 1979.
- [44] F. W. Crossman and M. F. Asby, "The non-uniform flow of polycrystals by grain-boundary sliding accommodated by power-law creep," *Acta Metall.*, vol. 23, no. 4, pp. 425–440, 1975.
- [45] T. Langdon, "An estimate of the time to fracture due to triple point cracking," *Philos. Mag.*, vol. 22, no. 179, pp. 945–948, 1970.
- [46] R. Korla and A. H. Chokshi, "A Constitutive Equation for Grain Boundary Sliding: An Experimental Approach," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 45, no. 2, pp. 698–708, Oct. 2013.
- [47] T. G. Langdon, "A unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity," *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42. pp. 2437–2443, 1994.
- [48] R. C. Gifkins, "Grain-boundary sliding and its accommodation during creep and superplasticity," *Metall. Trans. A*, vol. 7, pp. 1225–1232, 1976.
- [49] Y. Weng, X. Sun, and H. Dong, "Overview on the theory of deformation induced ferrite transformation," *Iron Steel*, vol. 2, no. 1, 2005.

